

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية

REPUBLIQUE ALGERIENNE DEMOCRATIQUE ET POPULAIRE

MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA

RECHERCHE SCIENTIFIQUE

UNIVERSITE DJILLALI EL LIABES DE SIDI-BEL-ABBES

Faculté de Technologie

Département de Génie Mécanique



Thèse

Présenté par :

Tayeb KEBIR

Pour l'obtention du Diplôme de Doctorat en Sciences

Spécialité : Génie Mécanique

Option : Endommagement et fiabilité des structures

Influence de l'écrouissage des matériaux sur la propagation de fissure de fatigue

Soutenue le : 20 février 2018

Devant la commission d'examen :

Benattou BOUCHOUICHA	Professeur d'UDL-SBA, Algérie	Président
Mokhtar ZEMRI	Professeur d'UDL-SBA, Algérie	Examineur
El Bahri OULD CHIKH	Professeur Université de Mascara	Examineur
Hadj Miloud MEDDAH	MC A Université de Mascara	Examineur
Mohamed BENGUEDIAB	Professeur d'UDL-SBA, Algérie	Directeur de Thèse
Abdellatif IMAD	Professeur de Polytech/Lille1, France	Co-directeur de Thèse

2017-2018

Remerciements

Ce travail a été réalisé au sein du laboratoire des Matériaux et Systèmes Réactifs grâce à l'aide qui m'a été apportée par plusieurs personnes.

Je tiens à exprimer ma reconnaissance à monsieur le professeur Benquediab Mohamed de l'Université de Sidi Bel Abbès pour avoir accepté d'encadrer scientifiquement cette thèse, de m'avoir guidé et soutenu tout au long de cette étude.

Ses qualités humaines et scientifiques, ses conseils ont tracé le chemin de cette thèse de l'introduction à la conclusion. Qu'il trouve ici l'expression de ma profonde gratitude.

Je tiens à remercier profondément le professeur Abdellatif Imad à Polytech Lille pour avoir accepté de codiriger cette thèse et de m'avoir accueilli au sein du Laboratoire de Mécanique de Lille lors de mes stages de courte durée. Ses conseils et ses atouts scientifiques m'ont été très précieux. Qu'il trouve ici toute ma reconnaissance pour son aide.

Je tiens aussi à remercier le professeur Bouchouicha Benattou pour avoir accepté de présider ce jury. Je le remercie tout particulièrement.

-Messieurs le professeur Zemri Mokhtar de l'université de Sidi Bel Abbes pour ses précieux conseils et aussi pour l'intérêt qu'il a porté à ce travail et avoir accepté de faire partie du jury.

-Messieurs le docteur Hadj Miloud Meddah Maitre de Conférences A et le Professeur Elbahri Ould Chikih de l'université de Mascara pour avoir accepté de prendre sur leurs temps afin d'examiner et expertiser cette thèse. J'en suis particulièrement honoré.

Dédicaces

A mes Parents

A mon frère

A mes sœurs

A tout mes amis et amies

Résumé

Ce travail porte sur la modélisation de la cinétique de fissuration des matériaux en prenant en compte le phénomène d'érouissage se produisant au fond d'une fissure de fatigue. Cette modélisation est basée sur une hypothèse considérant des ruptures successives de micro-éprouvettes représentant la zone plastifiée au fond d'une fissure. Cette plastification est caractérisée par les paramètres d'érouissage cyclique des matériaux.

La démarche adoptée consiste à une confrontation entre les différents modèles existants dans la littérature. Cette confrontation nous permettra d'aboutir à la recherche de la pertinence des modèles dans une démarche prédictive de la durée des structures mécaniques sollicitées en fatigue.

L'analyse paramétrique des différents modèles nous a permis de faire une optimisation basée sur une validation via les données expérimentales relatives à la propagation de fissures de fatigue.

Une contribution à la modélisation de la fatigue oligocyclique à déformation imposée, en utilisant trois types d'alliages à l'aide du code de calcul ANSYS, nous a permis de déterminer les paramètres de l'érouissage cyclique.

L'étude a débouché sur une modélisation robuste prenant en compte les phénomènes physiques se produisant au fond d'une fissure de fatigue. Cette modélisation devra être validée et confrontée aux résultats d'autres modèles.

Un outil informatique basé sur une interface graphique sous MATLAB a été développé permettant une utilisation facile et pratique de la prédiction des durées de vie à partir des modèles proposés.

ملخص

هذا العمل يحمل نموذج حركية تكسير المواد من خلال الأخذ بعين الاعتبار ظاهرة تصلب تحدث في الجزء السفلي من صدع من التعب. ويستند هذا النموذج على افتراض النظر فواصل متتالية من قطع الاختبار الجزئي تمثل المنطقة الملدندات في الجزء السفلي من الكسر. ويتميز هذا اللدونة من قبل المعلمات من تصلب دوري للمواد. ويتكون النهج المعتمد من مواجهة بين النماذج المختلفة الموجودة في المؤلفات. وهذه المواجهة تسمح لنا بالوصول إلى البحث عن أهمية النماذج في نهج تنبئي لمدة الهياكل الميكانيكية الملتزمة في التعب.

التحليل البارامترى لنماذج مختلفة سمح لنا لجعل الأمثل على أساس التحقق من صحة من خلال البيانات التجريبية المتعلقة بانتشار الشقوق التعب.

مساهمة في نمذجة إجهاد سلاله فرض ضيق الحويصلات التعب، وذلك باستخدام ثلاثة أنواع من السبائك باستخدام رمز حساب أنيسيس، سمح لنا لتحديد المعلمات من تصلب دوري.

وأدت الدراسة إلى وضع نماذج قوية مع الأخذ بعين الاعتبار الظواهر الفيزيائية التي تحدث في الجزء السفلي من الكسر التعب. هذا النموذج يجب أن يتم التحقق من صحته ومواجهة نتائج النماذج الأخرى.

وقد وضعت أداة تستند إلى واجهة رسومية تحت ماتلاب مما يتيح استخدام سهل وعملي للتنبؤ العمر من النماذج المقترحة.

Sommaire

<i>Remerciements</i>	i
<i>Dédicaces</i>	iii
<i>Résumé</i>	iv
Sommaire	vi
Liste des figures	vii
Liste des tableaux	ix
Introduction	1
Chapitre I : Etat de l'art	
1.1. Introduction	2
1.2. Courbe de Wöhler	2
1.3. Ecroissance cyclique	4
I.3.1. Méthodes induisant l'écroissance cyclique	5
I.3.2. Modélisation de l'écroissance cyclique	5
I.4. Propagation d'une fissure de fatigue	7
I.5. Caractérisation de la fissuration	8
I.5.1. Modèles phénoménologiques	10
I.5.2. Modèles de propagation basés sur les régimes instables	13
I.5.3. Modèles basés sur la théorie des dislocations	19
I.5.4. Modèle de propagation basé sur la courbe Wöhler	20
I.5.5. Modèles de propagation basés sur les propriétés cycliques du matériau	21
I.5.6. Modèles de propagation basés sur le dommage	29
I.5.7. Modèles de propagation basés sur l'écroissance cyclique	31
I.6. Conclusion.....	33
Chapitre II : Simulation de l'écroissance cyclique	
II.1. Introduction	35
II.2. Simulation de l'essai de fatigue oligocyclique	36
II.3. Résultats et interprétation	38
II.4. Conclusion.....	42
Chapitre III : Modèles analytiques de propagation de fissure de fatigue basés sur les propriétés cyclique	
III.1. Introduction	44
III.2. Modèle basé sur les propriétés élastiques (E, σ_e) et d'écroissance (K', n').....	44
III.3. Modèle basé sur propriétés élastiques (E, σ_e) et l'exposant d'écroissance (n').....	46
III.3. Conclusion.....	49
Chapitre IV : Validation des modèles	
IV.1. Introduction	50
IV.2. Présentation du Programme de calcul	50
IV.3. Modèle basé sur les propriétés élastiques et les paramètres d'écroissance	51
IV.3.1. Influence du coefficient de l'écroissance cyclique	54
IV.3.2. Influence de l'exposant de l'écroissance cyclique	55
IV.3.3. Influence de la limite élastique	58
IV.3.4. Influence du module de Young	59
IV.3.5. Influence de la variabilité des paramètres sur les constantes C et m de la loi de Paris	60

IV.4. Modèle basé sur propriétés élastiques et l'exposant d'écrouissage.....	63
IV.4.1. Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction du facteur d'intensité des contraintes	63
IV.4.2. Evolution de la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue en fonction du facteur d'intensité des contraintes	64
IV.4.3. Influence des propriétés élastiques et de l'exposant d'écrouissage sur l'évolution de la zone plastique cyclique	65
IV.4.4. Influence des propriétés élastiques et l'exposant d'écrouissage sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue	67
IV.5. Conclusion.....	69
Conclusion générale	70
Annexes.....	71
Annexe A : Modèles de l'écrouissage	71
Annexe B : Description de durcissement et adoucissement cyclique.....	72
Annexe C : Etudes paramétriques	74
Annexe D : Programme et Procédure de l'interface (copies écran).....	83
Référence.....	98

Liste des figures

Figure I.1 Courbe de Wöhler.	3
Figure I.2 Modélisation de Manson-Coffin-Basquin	4
Figure I.3 Mise en évidence de l'effet Bauschinger.....	4
Figure I.4 Comportement cyclique : a) durcissement 5005, b) adoucissement 1200 (Désiré et al. 2007).	6
Figure I.5 Contrainte cyclique-relation avec le facteur d'intensité de contrainte lorsque (a) reste constant.	7
Figure I.6 Contrainte cyclique –relation avec le facteur d'intensité de contrainte lorsque (a) augmente	8
Figure I.7 Longueur de fissure en fonction du nombre de cycle.....	8
Figure I.8 Représentation des différents régimes de fissuration	10
Figure I.9 Evolution de la propagation d'une fissure en ΔK , comparaison entre les modèles Forman modifié, Collipriest et Priddle (C et n constants de Paris) (Alrubaie et al. 2006).....	14
Figure I.10 Comparaison entre les résultats prévus dérivés des mêmes paramètres pour différents rapports de charge et les données expérimentales correspondantes (Wang et al. 2008).	16
Figure I.11 Evolution de propagation des fissures de fatigue de 6013-T651, comparaison entre le modèle exponentiel et Forman modifiés(Siqueira et al. 2010).....	17
Figure I.12 Propagation de fissure de fatigue, validation de ce modèle (Wang et al. 2014).	18
Figure I.13 Evolution de propagation de fissure en fonction de ΔK , validation de modèle (Shi et al. 2014).....	18
Figure I.14 Evolution de propagation de fissure sous régime oligocyclique en fonction de longueur (a), validation de modèle Tomkins (Maurel et al. 2009).....	25
Figure I.15 Evolution de propagation des fissures en fatigue sous la variabilité des divers paramètres. a) L'effet de c , b) L'effet de ε'_f , c) L'effet de σ_e et d) L'effet de E (Chakraborty 1979).....	26
Figure I.16 Evolution de vitesse de fissuration en fonction, a) de déformation plastique cyclique, b) de l'amplitude (ΔK) (Xiao & Bompard 1987).....	27
Figure I.17 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de (ΔK) sous l'effet de pré-déformation (Alrubaie et al. 2006).....	29
Figure II.1 Eprouvette étudiée.	36
Figure II.2 Maillage de l'éprouvette (en haut), Chargement imposée (en bas).	37

Figure II.3 Durée de vie à déformation imposée $\varepsilon=0,7\%$ pour 7075-T6.....	37
Figure II.4 Boucles hystérésis pour 6061-T6 comparée aux résultats expérimentaux (Brammer 2013).....	38
Figure II.5 Simulation des boucles hystérésis pour 2024-T3.....	39
Figure II.6 Simulation des boucles hystérésis pour 7075-T6.....	39
Figure II.7 Evolution des contraintes en fonction du nombre de cycles à rupture.....	40
Figure II.8 Contrainte-déformation, chargement monotone et cyclique (6061-T6) comparé aux résultats expérimentaux (Brammer 2013).....	41
Figure II.9 Contrainte-déformation, chargements monotone et cyclique (2024-T3 et 7075-T6).....	41
Figure II.10 Evolution contraintes-déformations plastiques.....	42
Figure III.1 Représentation schématique des petites éprouvettes de fatigue oligocyclique au fond d'une fissure de fatigue.....	46
Figure IV.1 Représentation de l'organigramme de l'interface graphique.....	51
Figure IV.2 Schéma des éprouvettes, a) C(T), b) M(T).....	52
Figure IV.3 Variation du facteur β en fonction de la taille de la fissure pour différentes valeurs de l'exposant de l'érouissage cyclique n' : a) 2024 T3, b) 7075 T6.....	54
Figure IV.4 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de coefficient de l'érouissage cyclique K' , a) 2024 T3, b) 7075 T6.....	55
Figure IV.5 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de l'exposant de l'érouissage cyclique n' , a) 2024 T3, b) 7075 T6.....	57
Figure IV.6 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , pour les deux alliages 2024 T3 et 7075 T6.....	57
Figure IV.7 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de limite élastique σ_e , a) 2024 T3, b) 7075 T6.....	59
Figure IV.8 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de module de Young, a) 2024 T3, b) 7075 T6.....	60
Figure IV.9 Variation de la constante C de la loi de Paris en fonction du coefficient de l'érouissage cyclique K' pour des alliages d'Aluminium 2024 et 7075.....	61
Figure IV.10 Evolution de la constante C de la loi de Paris en fonction de la limite élastique σ_e	61
Figure IV.11 Evolution de la constante C de la loi de Paris en fonction du module de Young E	62
Figure IV.12 Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de ΔK	64
Figure IV.13 Evolution de propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK	64
Figure IV.14 Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de ΔK , avec la variabilité de limite élastique.....	65
Figure IV.15 Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de ΔK , avec la variabilité de Module de Young.....	66
Figure IV.16 Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de ΔK , avec la variabilité de l'exposant de l'érouissage cyclique.....	66
Figure IV.17 Evolution de propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de limite élastique.....	67
Figure IV.18 Evolution de propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de Module Young.....	68
Figure IV.19 Evolution de propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de l'exposant de l'érouissage cyclique.....	68
Figure A.1 Modèle d'érouissage (en haut : isotrope, en bas : cinématique). Les schémas de gauche utilisant le critère de Von Mises et de droit le critère de Tresca.....	71
Figure B.1 Durcissement cyclique "Déformation imposée".....	72
Figure B.2 Durcissement cyclique "Contrainte imposée".....	72
Figure B.3 Adoucissement cyclique "Déformation imposée".....	73
Figure B.4 Adoucissement cyclique "Contrainte imposée".....	73
Figure D.1 Préface de l'interface.....	85
Figure D.2 Accueil d'interface graphique et le choix de modèle.....	88

Figure D.3 Modèle de Paris	96
Figure D.4 Modèle développé (Modèle 1).....	97

Liste des tableaux

Tableau I.1 Evaluation des exposants de modèle de Forman modifié.	13
Tableau II.1 Composition chimique massique en %.....	36
Tableau II.2 Propriétés mécaniques en statique.	36
Tableau II.3 Propriétés cycliques de Manson Coffin.	36
Tableau II.4 Déformations plastiques imposées.....	37
Tableau II.5 Coefficients de la loi de Basquin.	40
Tableau II.6 Paramètres d'écroûissage cyclique	42
Tableau IV.1 Propriétés de mécanique cyclique des alliages étudiés	52
Tableau IV.2 Conditions expérimentales obtenues pour les éprouvettes de tests	53
Tableau IV.3 Valeurs des constantes C et m de la loi de Paris	62
Tableau IV.4 Propriétés mécaniques de l'acier 12NC6.	63
Tableau IV.5 Condition expérimentales de l'acier 12NC6	63
Tableau C.1 Différent modèle de propagation d'une fissure de fatigue et leurs paramètres.	74

Introduction

Dans les structures industrielles, les appareils à pression et plus généralement les structures métalliques constituent un sujet majeur de recherche depuis plusieurs dizaines d'années. Elle concerne surtout l'identification des modes de ruine et du type de chargement associé. La fatigue est le phénomène par lequel une structure rompt après avoir subi une succession de chargements qui se répètent dans le temps. Souvent, cette succession est périodique et se résume à une suite de cycles. Elle commence par une déformation plastique en particulier l'érouissage cyclique localisée au fond de fissure. Plusieurs modèles de fissuration qui ont consacré la propagation des fissures de fatigue aux différents succès.

Notre travail entre dans le cadre de la modélisation de la propagation des fissures de fatigue sous l'effet de l'érouissage cyclique.

Le manuscrit s'articule autour de quatre chapitres.

Dans le chapitre I, nous présentons un état de l'art sur les modèles de propagation des fissures de fatigue existant et quelques résultats obtenus à partir de ces modèles.

Le deuxième chapitre est une simulation numérique de la fatigue oligocyclique à chargement imposé et la description les paramètres de l'érouissage cyclique des alliages d'aluminium.

Dans le chapitre III, nous proposons deux modèles analytiques de propagation des fissures de fatigue tenant compte des phénomènes physiques et des effets de l'érouissage cyclique au fond de fissure.

Une validation de ces modèles comparée aux résultats expérimentaux avec interprétations est présentée au quatrième chapitre. De même un outil informatique, accessible et facile pour la prédiction de la durée de vie des structures mécaniques sollicitées en fatigue basé sur une interface graphique sous MATLAB, est développé en vue d'une utilisation pratique des modèles.

La conclusion présente une synthèse générale des résultats ainsi que les perspectives de développement futur.

Chapitre I :Etat de l'art

1.1.Introduction

La prédiction de la durée de vie des composants mécaniques dans les systèmes industriels ou de transport est toujours un sujet d'intérêt. Pour comprendre comment le phénomène de fatigue se produit dans un matériau, la propagation de la fissure est étudiée.

La fatigue est le phénomène par lequel une structure rompt après avoir subi une succession de chargements qui se répètent dans le temps. Souvent, cette succession est périodique et se résume à une suite de cycles. Elle commence par une déformation plastique localisée sans plastification de toute la structure, tout d'abord autour de défauts, à fond d'entaille, puis à l'extrémité de la fissure une fois que celle-ci s'est formée. La particularité de la fatigue, et qui en est fait le danger, est que la rupture peut apparaître pour des contraintes relativement faibles, souvent bien inférieures à la limite d'élasticité du matériau lorsque leur application est répétée un grand nombre de cycles. La résistance à la fatigue d'un matériau dépend d'un très grand nombre de paramètres tels que la composition chimique, les propriétés mécaniques, des conditions de traitements thermiques, des charges subies ainsi que de l'environnement.

Dans la pratique, la conception des pièces mécaniques se fait selon deux méthodologies globales :

- **Le concept « Safe-life »** Selon ce concept, on n'admet pas de rupture par fatigue de la pièce. La pièce est alors conçue de telle manière que la sollicitation est inférieure à la limite de fatigue (on ignore ici le domaine de fatigue gigacyclique). Si on connaît la durée de vie, la contrainte admissible est déterminée à partir de la courbe de Wöhler appropriée.

- **Le concept « Fail-safe »** selon ce concept, on admet la présence d'une fissure dans une structure et on détermine la cinétique de propagation de celle-ci jusqu'à rupture, ou, on détermine la durée de vie de propagation de cette fissure selon les concepts de la mécanique linéaire élastique de la rupture.

Cette deuxième approche s'appuie sur le concept de fissuration depuis que (Paris-Erdogan 1963) ont proposé une loi reliant la vitesse de propagation d'une fissure au facteur d'intensité de contrainte. L'influence des paramètres mécanique n'est pas mise en évidence dans cette relation.

1.2.Courbe de Wöhler

Les résultats des essais de fatigue présentent une dispersion importante. Par conséquent, on découpe généralement la courbe de Wöhler en trois domaines dont les frontières sont assez floues (Wöhler 1870).

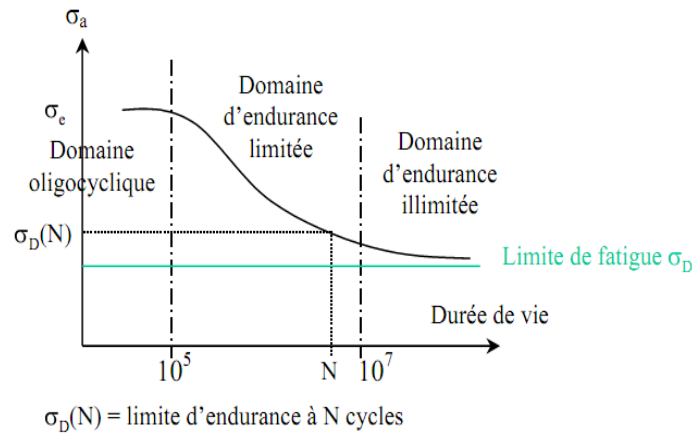


Figure I.1 Courbe de Wöhler.

Fatigue d'endurance illimitée est en grande part liée au fait que pour les aciers (qui ont été les premiers matériaux étudiés en fatigue), des sollicitations de très faible amplitude ne conduisent pas à des ruptures pour des durées de vie extrêmement importantes. Cette constatation expérimentale se traduit par la présence d'une asymptote horizontale sur les courbes après dépouillement. Cette asymptote matérialise la présence d'une limite de fatigue ou limite d'endurance elle-même est notée (σ_D). La présence de cette asymptote est admise pour les aciers. Toutefois, on constate que la plupart des autres matériaux, et en particulier les alliages d'aluminium ne présentent pas d'asymptote. Dans ce cas, la notion d'endurance illimitée ne peut pas être vraiment appliquée.

Domaine d'endurance limitée est la fatigue habituellement considéré, où la rupture apparaît après un nombre limité de cycles (compris généralement entre 10^5 et 10^7), sans être accompagnée d'une déformation plastique d'ensemble mesurable. Le nombre de cycles à rupture (N_f) croît quand l'amplitude de la contrainte cyclique appliquée (σ_a) décroît à cause que ($\sigma_a > \sigma_D$).

Domaine de fatigue oligocyclique sert la durée de vie inférieure à (10^5). Pour ce domaine les contraintes appliquées sont généralement suffisantes d'environ la contrainte élastique telle que la plasticité prend place dans les zones critiques des éprouvettes. C'est la raison pour laquelle les courbes de Wöhler (en contraintes) ne sont pas utilisées dans ce domaine. En effet, à ce domaine il est plus cohérent d'utiliser les courbes en déformation, que sont les courbes de (Manson-Coffin-Basquin 1954).

$$\Delta \varepsilon_T = \Delta \varepsilon_e + \Delta \varepsilon_p = 2 \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + 2 \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (\text{I. 1})$$

Où, σ'_f est le coefficient de résistance à la fatigue, N_f la durée de vie, E le module de Young et b l'exposant de résistance de fatigue, ε'_f est le coefficient de ductilité cyclique et c l'exposant de ductilité.

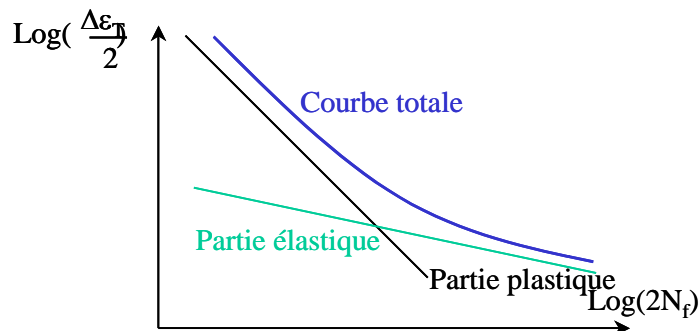


Figure I.2 Modélisation de Manson-Coffin-Basquin

1.3.Écrouissage cyclique

Historiquement, la première manifestation des aspects cycliques est l'effet (Bauschinger 1881) qui a observé une augmentation de la valeur absolue de la limite d'élasticité en compression après un chargement en traction, le matériau se plastifie sous une contrainte plus faible lorsque le sens de la sollicitation est inversé suite à une pré-déformation plastique en traction ou en compression (Figure I.3). L'effet Bauschinger induit un déplacement du centre du domaine élastique appelé **écrouissage ou consolidation**.

Lorsqu'il y a écrouissage, il faut se donner un modèle pour représenter l'évolution du domaine d'élasticité. Les deux modèles les plus simples sont l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique (Annexe A). Ils sont basés sur l'utilisation de la courbe d'écrouissage du chargement cyclique, (voir la Figure I.3).

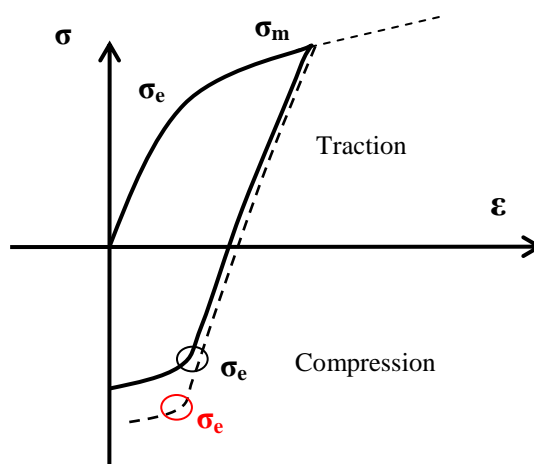


Figure I.3 Mise en évidence de l'effet Bauschinger

Les essais de fatigue oligocyclique à chargement imposé cyclique avec rapport de charge ($R = -1$) nous ont permis de déterminer l'érouissage cyclique qui correspond aux modifications que subit le métal lorsque les contraintes qui lui sont appliquées et suffisamment fortes pour provoquer des déformations plastiques permanentes (Mroziński & Szala 2010; Ligaj 2010). Ces modifications sont d'ordre métallurgique (modification de la structure interne du métal) et ont généralement une influence sur les propriétés mécaniques (Kpodekon 2010; Kpodekon et al. 2009; Taheri et al. 2011; Belattar et al. 2014). L'érouissage cyclique se fait par de durcissement et adoucissement cyclique (Annexe B). L'érouissage cyclique se caractérise par un durcissement entraînant une augmentation de la limite élastique et la dureté tandis que l'allongement diminue c'est-à-dire le matériau devient plus fragile. Suivant les métaux considérés, les propriétés mécaniques peuvent évoluer vers une augmentation de la résistance jusqu'à un certain point (seuil de rupture) c'est le cas des aciers alliés (Henri-Paul 1978; Seyed-Ebrahim 1997; Kpodekon 2010) ou à l'inverse vers sa diminution appelée adoucissement dans le cas des aciers peu alliés (Henri-Paul 1978; Kpodekon 2010; Kpodekon et al. 2009; Ethirajan et al. 2015). L'érouissage se produit pour les matériaux ductiles et dans le domaine plastique (Alfredo & Abílio 2011; Ethirajan et al. 2015; Jae-Yong et al. 2005; Jiang & Zhang 2008; Jiang & Kurath 1997).

I.3.1. Méthodes induisant l'érouissage cyclique

Il existe différentes méthodes d'obtention de la courbe d'érouissage cyclique. Leur caractéristique commune est qu'elles soumettent le matériau à des cycles de déformation totale purement alternée à différents niveaux et expriment la réponse stabilisée ou quasi-stabilisée du matériau en contraintes. Ces différentes méthodes sont détaillées dans la thèse de (Seyed-Ebrahim 1997).

I.3.2. Modélisation de l'érouissage cyclique

La modélisation de la courbe d'érouissage cyclique d'un matériau a été faite pour la première fois par (Ramberg-Osgood 1943):

$$\frac{\Delta \varepsilon_T}{2} = \frac{\Delta \sigma}{2E} + \left(\frac{\Delta \sigma}{2K'} \right)^{1/n'} \quad (\text{I. 2})$$

Où, E est le module de Young, K' et n' sont respectivement le coefficient et l'exposant de l'érouissage cyclique, ainsi sont en fonction des paramètres de fatigue oligocyclique (Balda 2009).

$$n' = \frac{b}{c} \quad \text{et} \quad K' = \frac{\sigma'_f}{(\varepsilon'_f)^{n'}} \quad (\text{I. 3})$$

L'existence et l'explication de l'écrouissage cyclique a fait l'objet de plusieurs travaux dans la littérature (Mroziński & Szala 2010; Mroziński & Golański 2013; Balda 2009; Ethirajan et al. 2015). Les essais de fatigue oligocyclique à chargement imposée nous ont permis de déterminer la courbe d'écrouissage cyclique qui représente le lieu des sommets des boucles hystérésis (contrainte-déformation) stabilisées correspondant à différents niveaux de chargement imposée. Il existe deux types de comportement cyclique d'un matériau qui sont mis en évidence par la position de la courbe de traction monotone (Alfredo & Abílio 2011; Walley et al. 2009; Mroziński & Szala 2010; Zhang et al. 2009). Le comportement de pré-écrouissage cyclique est bien prononcé lorsque la pré-déformation plastique augmente (Hama et al. 2014). D'autres travaux (Désiré et al. 2007) ont fait des essais à déformations imposées sur deux nuances d'aluminium le « 1200 » et le « 5005 », ils ont remarqué que la forte présence de magnésium (Mg) dans le 5005 serait la cause du durcissement (voir la Figure I.4).

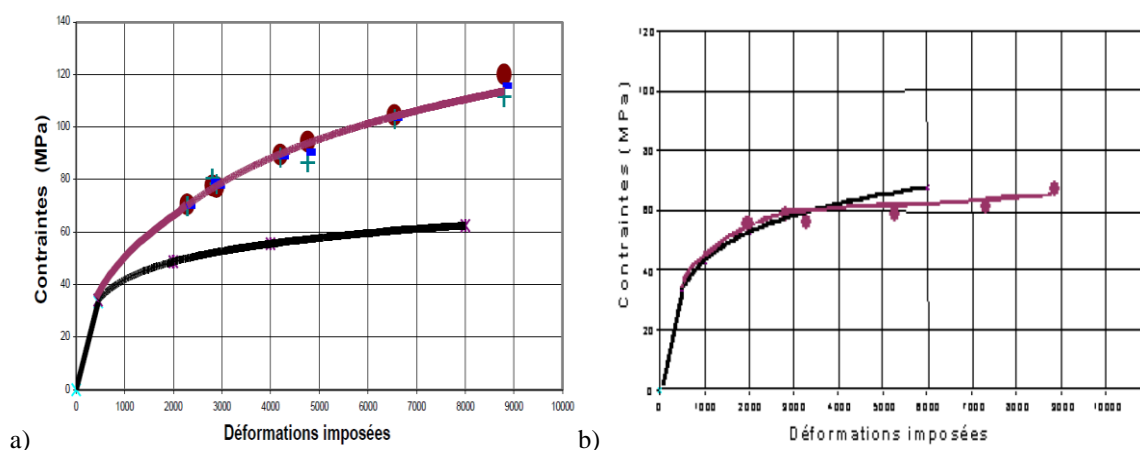


Figure I.4 Comportement cyclique : a) durcissement 5005, b) adoucissement 1200 (Désiré et al. 2007).

(Kpodekon et al. 2009) ont constaté qu'un pré-écrouissage cyclique ou monotone réduit la durée de vie de l'acier 304L en fatigue à déformation imposée mais l'améliore à contrainte imposée. (Belattar et al. 2014) ont remarqué que la réduction de la durée de vie des éprouvettes pré-écrouies par rapport à celles des éprouvettes vierges est liée à la formation des structures de dislocations denses héritées de la phase de pré-écrouissage sur l'acier 304L. (Ligaj 2010) a évalué les paramètres de l'écrouissage cyclique par différents chargements à contrainte et à déformation imposées, il a remarqué que les essais à déformation imposée ont été un point de référence dans l'analyse effectuée. D'autres chercheurs (Bouffioux et al. 1997) ont observé une forte diminution de l'exposant d'écrouissage cyclique pour des déformations

plastiques supérieures à 1%. La durée de vie en fatigue est ainsi gouvernée par l'évolution des paramètres de l'érouissage cyclique.

I.4. Propagation d'une fissure de fatigue

La mécanique de la rupture est un outil efficace qui permet aux concepteurs et aux ingénieurs de prendre en compte l'apparition des défauts dans les matériaux et d'éviter ainsi toute rupture brutale. Dans le cas de charges statiques ou monotones et en s'appuyant sur la ténacité du matériau (K_{IC}) considéré, les charges maximales que la structure contenant des défauts peut supporter peuvent être calculées. Inversement, lorsque l'on connaît la valeur de charge agissant sur la structure, on peut déduire la taille critique des défauts tolérables.

La fissure peut croître lorsque le facteur d'intensité de contrainte ($K < K_{IC}$) lors d'un chargement cyclique. On définit alors les valeurs des facteurs d'intensité de contraintes maximal et minimal (K_{max}, K_{min}) respectivement, et (ΔK) associées à la contrainte ($\sigma_{max}, \sigma_{min}$) et ($\Delta\sigma$) pendant un cycle. Sur les Figure I.5 et I.6 sont présentés ces paramètres pour le cas d'une plaque rectangulaire avec une fissure centrale de taille (2a).

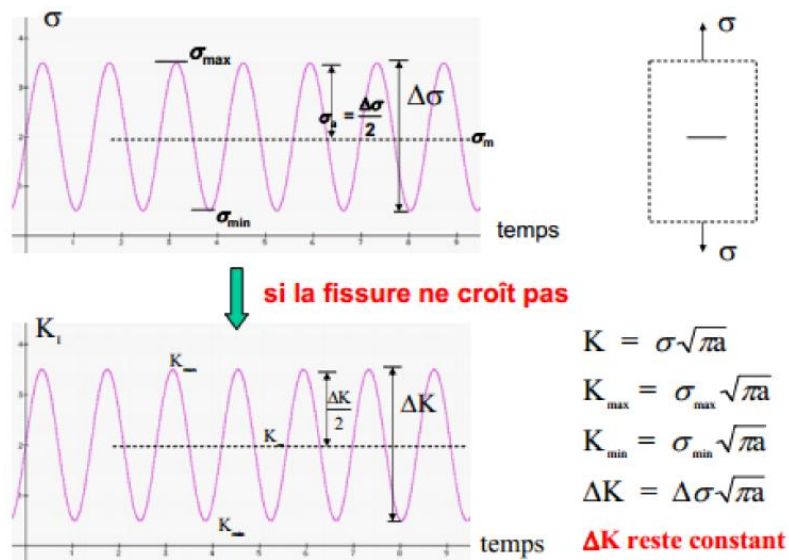


Figure I.5 Contrainte cyclique-relation avec le facteur d'intensité de contrainte lorsque (a) reste constant.

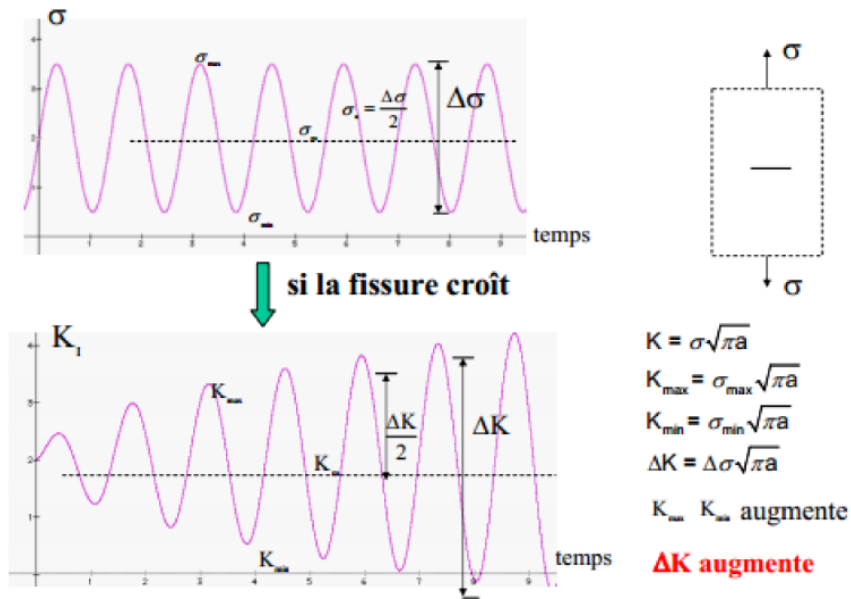


Figure I.6 Contrainte cyclique –relation avec le facteur d'intensité de contrainte lorsque (a) augmente

La figure I.7 permet de définir la vitesse de fissuration (da / dN), comme étant la tangente de la courbe.

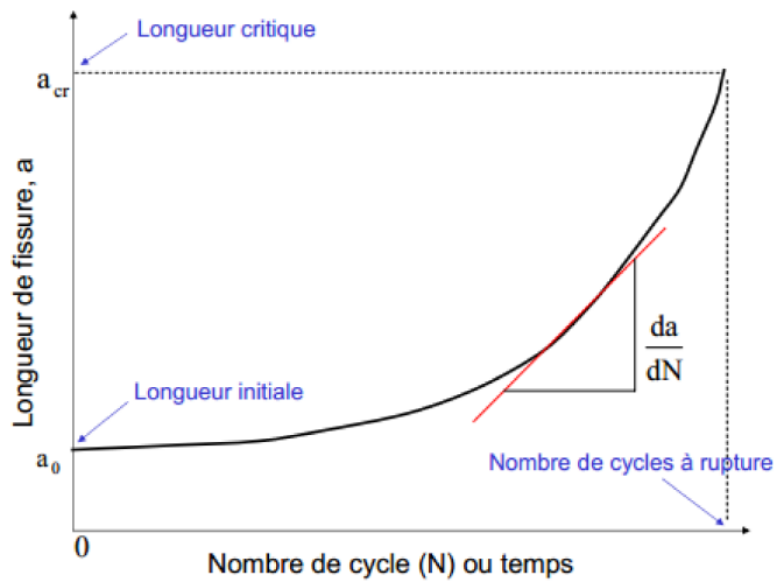


Figure I.7 Longueur de fissure en fonction du nombre de cycle

I.5. Caractérisation de la fissuration

La propagation de la fissure représente la majeure partie de la durée de vie en fatigue du composant. En appliquant les principes de la mécanique de la rupture, il est possible de prévoir le nombre de cycles faisant croître une fissure d'une certaine longueur à la rupture finale. L'industrie aéronautique concentre ses efforts pour comprendre et de prédire la croissance des fissures de fatigue. Elle a mis au point la technique du fail-safe. Dans cette

approche, un composant est conçu de manière à ce qu'une fissure puisse se former mais qu'elle n'atteigne jamais une taille critique. Ainsi, en connaissant les caractéristiques du matériau et en procédant à des inspections régulières, un composant fissuré peut être maintenu en service pendant une durée de vie utile.

Pour une structure entaillée soumise à un chargement cyclique simple en mode I, Les lois de propagation d'une fissure sont généralement de la forme :

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K) \quad (\text{I. 4})$$

Où $\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{w}} \cdot f(a/w)$ appelé l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK , B et w

sont la largeur et la longueur de l'éprouvette, ΔP est l'amplitude de chargement et $f(a/w)$ est le facteur de correction géométrique.

En général, on identifie trois domaines de fissuration comme sur la figure I.8.

Domaine I Correspond aux faibles vitesses de fissuration ($da/dN < 10^{-9} m/cycle$ pour les alliages d'aluminium). Il est caractérisé par l'existence d'un seuil de non fissuration (ΔK_s). Pour les valeurs de ΔK inférieures à cette valeur seuil, une fissure longue cesse de se propager.

Domaine II Appelé régime de Paris. La vitesse de propagation varie linéairement avec ΔK en échelle bi-logarithmique. La fissure se propage le plus souvent dans un plan perpendiculaire à la direction de l'effort appliqué. Ce régime est caractérisé par l'accélération progressive de la vitesse de propagation lorsque ΔK augmente. (Paris-Erdogan 1963) ont relié la vitesse de propagation et l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes ΔK par une relation de type puissance, appelée loi de Paris.

On a ainsi une relation linéaire sur une échelle bi-logarithmique. Ce domaine s'étend depuis la fin du domaine I jusqu'à des vitesses de l'ordre de $10^{-6} m/cycle$ pour les alliages d'aluminium.

Domaine III Pour les vitesses supérieures, la courbe corrélant da/dN et ΔK montre une nette inflexion à l'approche des conditions de rupture statique, soit $K_{\max} = K_c$, K_c étant la ténacité à la rupture.

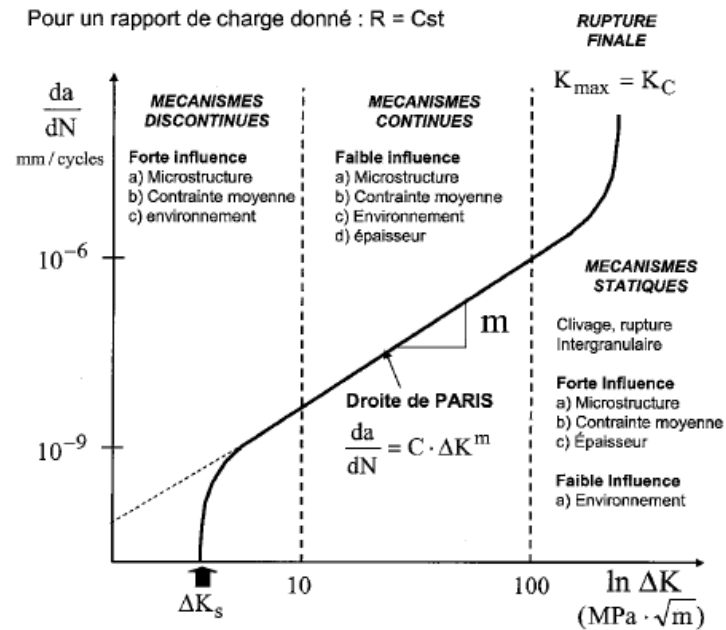


Figure I.8 Représentation des différents régimes de fissuration

Différentes modèles ont été proposées pour décrire la propagation d'une fissure de fatigue basées essentiellement sur la contrainte maximale, sur l'énergie au fond de fissure, sur les propriétés mécanique statiques, la contrainte nominale dans la section fissurée et en fatigue oligocyclique sur la déformation plastique totale par cycle.

I.5.1. Modèles phénoménologiques

La compréhension des mécanismes de fissuration a connu une avancée significative depuis (Paris-Erdogan 1963) ont proposé une loi reliant la vitesse de fissuration au amplitude de facteur d'intensité de contrainte (ΔK).

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad (I. 5)$$

Où C et m sont des constantes du matériau.

Expérimentalement, l'exposant m de Paris peut être varier entre 2 et 6 pour la plupart des métaux et des alliages (Bergner et al. 2001). Cette relation ne tient pas compte de l'influence des paramètres intrinsèques ou extrinsèques sur la propagation. Pour les faibles valeurs de ΔK il apparait un seuil au dessous duquel la fissure ne se propage pas, et à partir d'un ΔK_{max} on a une propagation brutale. La loi de Paris surestime la vitesse de propagation au voisinage de ΔK_s et pour $\Delta K_{max} \approx 0,7 K_{IC}$, la loi de Paris donne des vitesses trop faibles.

Bien que la relation de Paris soit une simplification d'un phénomène très complexe, elle est encore très populaire en raison d'un intérêt significatif en matière d'ingénieur.

Les coefficients (C, m) de la relation Paris, ont été déterminés numériquement en utilisant les méthodes des moindres carrés mobiles (in english : Moving Least Squares MLS), cette méthode permet de faire une bonne interpolation des données aléatoires avec une grande précision (Dong et al. 2015).

Plusieurs auteurs ont tenté de modifier l'équation de Paris en introduisant des paramètres tels que le rapport de charge $R = P_{\min} / P_{\max}$ ou ΔK_{\max} .

(Walker 1970) a développé une relation pour traiter l'effet de rapport R sur la vitesse de propagation d'une fissure, pour les alliages d'aluminium, il a remarqué la vitesse de propagation d'une fissure augmente que le rapport de charge R augmente.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_0}{(1-R)^{m(1-\gamma)}} (\Delta K)^m \quad (\text{I. 6})$$

Où C_0 , m et γ sont des constantes déterminées à partir des données expérimentales.

(Broek-Schijve 1963) ont proposé une relation de propagation empirique :

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left(\frac{\Delta K}{1-R} \right)^3 \exp(-C_2 R) \quad (\text{I. 7})$$

Où C_1 et C_2 sont des paramètres caractéristiques du matériau et à déterminer.

Pour $R=0$, cette relation se réduit à l'équation (I. 8) :

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left(\frac{\Delta K}{1-R} \right)^3 \quad (\text{I. 8})$$

L'influence de la contrainte moyenne et du rapport R sur la propagation d'une fissure dans les alliages d'aluminium est très significative (Mann 2007).

Les relations de Paris et Walker donnent de bons résultats dans le domaine de fissuration de Paris (stade II), mais ne décrivent pas de la fissure dans la région instable (stade III) et près du seuil (Stade I).

(Forman et al. 1967) ont adopté un modèle de fissuration, connu sous le nom du modèle de Forman qui tient compte la rupture en mode I lorsque K_I tend vers K_{IC} . Ce modèle est exprimé par l'équation Eq. (I. 9).

$$\frac{da}{dN} = \frac{C'(\Delta K)^{m'}}{(1-R)(K_{IC} - \Delta K)} = \frac{C'(\Delta K)^{m'}}{(1-R)(K_{IC} - K_{\max})} \quad (\text{I. 9})$$

Où C' et m' sont constantes empiriques déterminés expérimentalement.

Lorsque ΔK ou K_{\max} s'approche de K_{IC} , le dénominateur s'approche de zéro et la vitesse de propagation d'une fissure da/dN tend vers l'infini. Ce modèle a été vérifié par plusieurs travaux tels que dans le cas des alliages d'aluminium (Alrubaie et al. 2006; Kim & Shim 2000; Melson 2014; Mohanty et al. 2009).

(Elber 1971) a montré qu'une fissure de fatigue peut rester fermée pendant une partie du cycle (même si elle est en traction) à cause de l'existence des contraintes résiduelles dans le sillage plastique en amont de la pointe de la fissure, par conséquent elle ne peut se propager. La partie du cycle de chargement au cours de laquelle la fissure est fermée est considérée comme inopérante pour le mécanisme de propagation. Elber a donc proposé de définir une valeur effective du chargement avec une amplitude effective du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K_{eff} = K_{\max} - K_{ouv}$. Une correction de l'équation de Paris est alors introduite :

$$\frac{da}{dN} = C'' (\Delta K_{eff})^{m''} \quad (I. 10)$$

Où K_{ouv} est le facteur d'intensité de contrainte à l'ouverture et C'' et m'' sont des constantes déterminées expérimentalement. (Dimitriu & Bhadeshia 2010) ont exprimé la constante C'' est en fonction des paramètres de Paris :

$$C'' = \frac{C}{0.7^m} \quad (I. 11)$$

La fermeture induite par la plasticité est prédominante aux valeurs élevées de ΔK et dans des conditions de contrainte plane. Dans des conditions de déformation plane, telles que celles rencontrées au voisinage du seuil, il a été observé que la fermeture induite par la plasticité est moins importante. (Elber 1971) a exprimé que la fraction efficace de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte par le rapport d'efficacité U :

$$U = \Delta K_{eff} / \Delta K \quad (I. 12)$$

Plusieurs chercheurs ont exprimé ce coefficient en fonction du rapport R , sous la forme d'une relation empirique linéaire :

$$U = 0,5 + 0,4R \quad \text{Pour les alliages (Vikram & Kumar 2013)} \quad (I. 13)$$

$$U = 0,75 + 0,25R \quad \text{Pour les aciers (Vikram & Kumar 2013)} \quad (I. 14)$$

$$U = AK_{\max} + BR \quad \text{Pour le 2024 T351 (Benguediab 1989)} \quad (I. 15)$$

Où ; $A = 0,053$

$B=0,09$ à $0,1$ pour $R \geq 0,33$

$B=0,03$ pour $R \leq 0,1$

En général, le phénomène de fermeture des fissures a été largement reconnu comme un mécanisme critique influençant de nombreux aspects du comportement des fissures de fatigue dans les matériaux métalliques, y compris les effets du rapport de charge R (Chang et al. 2005; Simandjuntak et al. 2005), de l'amplitude de chargement (Mikheevskiy & Glinka 2009; Vormwald 2014; Ljustell 2013), la taille de la fissure (Krenn & Morris Jr 1999), microstructure (Johansingh et al. 2007; Carter et al. 1984; Lloyd 1999; Chen et al. 2001; Pao et al. 2005), la déformation plastique cyclique (Rodrigues & Antunes 2009; Vormwald 2015; Vormwald 2014; Toribio & Kharin 2013; Antunes et al. 2017; Shi et al. 2013), thermomécanique (Prasad et al. 2016; Gao et al. 2005), environnement (Ewalds 1980; Carter et al. 1984), contrainte résiduelle (Lloyd 1999) et seuil de propagation d'une de fatigue (Lawson et al. 1999).

I.5.2. Modèles de propagation basés sur les régimes instables

Plusieurs modèles de propagation de fissures de fatigue ont été développés en tenant compte du seuil de propagation ΔK_s et la ténacité K_{IC} pour tenir compte de l'ensemble de la courbe de propagation. Ces modèles sont basés sur le modèle de Forman qui a été modifié en rajoutant le seuil de non propagation ΔK_s dans la relation (I-16) ce modèle est appelé modèle de Forman modifié (Modified Forman 1996). Le tableau I.1 présente les différentes valeurs des exposants de ce modèle et l'équivalence de ce modèle avec les modèles de Paris, Walker et Forman selon les valeurs de ces exposants.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C(1-R)^n \cdot \Delta K^m (\Delta K - \Delta K_s)^p}{(1-R)(K_{IC} - \Delta K)^q} \quad (\text{I. 16})$$

Tableau I.1 Evaluation des exposants de modèle de Forman modifié.

Exposants	Equation devient sous forme
$n=p=q=0$	Paris
$p=q=0$ et $n=m(\gamma - 1)$	Walker
$n=p=0$ et $q=1$	Forman

(Collipriest 1972) a proposé un modèle de vitesse de propagation à l'échelle logarithmique $\log(da/dN)$ en fonction de seuil de fissure (ΔK_s), la ténacité (K_{IC}) et le rapport de charge R :

$$\log \frac{da}{dN} = C_1 + C_2 \tanh^{-1} \left[\frac{\log \left(\frac{\Delta K^2}{\Delta K_s \cdot K_{IC} (1-R)} \right)}{\log \left(\frac{K_{IC} (1-R)}{\Delta K_s} \right)} \right] \quad (\text{I. 17})$$

$$\text{Où } C_1 = \log \left(C (K_{IC} \cdot \Delta K_s)^{m/2} \right) \text{ et } C_2 = \log \left(\frac{K_{IC}}{\Delta K_s} \right)^{m/2}$$

(Priddle 1978) a développé un modèle de fissuration sous forme de loi de Paris, remplaçant l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte (ΔK) par l'amplitude du seuil de fissuration (ΔK_s), la ténacité (K_{IC}) et le rapport de charge R :

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{(\Delta K - \Delta K_s)(1-R)}{((1-R) \cdot K_{IC} - \Delta K)} \right)^m \quad (\text{I. 18})$$

(Alrubaie et al. 2006) a conduit des essais de propagation de fissure de fatigue sur l'alliage d'aluminium 7475 T7351 et a fait une comparaison avec les résultats obtenus par les modèles (Forman modifié, Collipriest et Priddle). Ils ont remarqué que ces modèles donnent une bonne prédiction de la vitesse de propagation de fissure de fatigue (voir figure I.9).

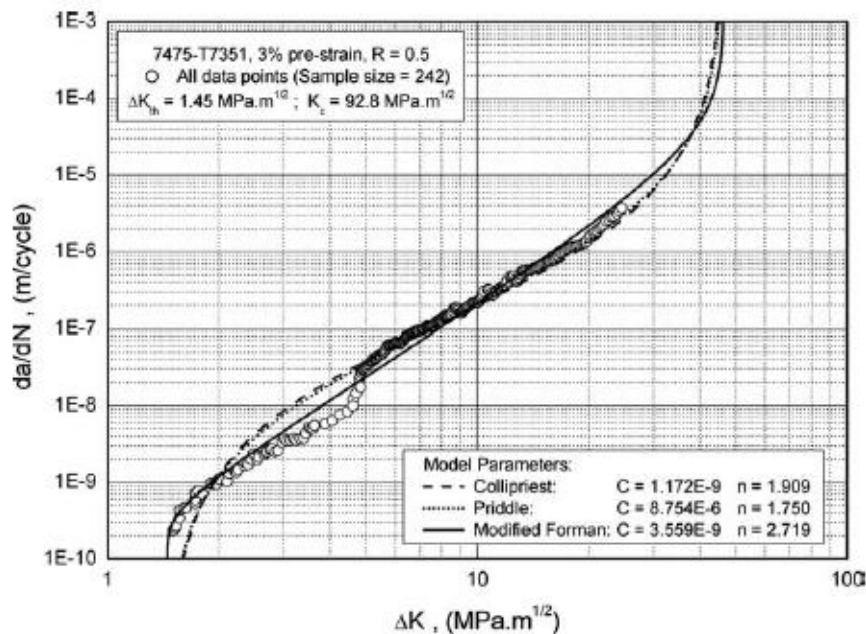


Figure I.9 Evolution de la propagation d'une fissure en ΔK , comparaison entre les modèles Forman modifié, Collipriest et Priddle (C et n constants de Paris) (Alrubaie et al. 2006)

Le modèle de NASGRO (Nasgro 1992) a développé par Froman et Mettu pour prédire la propagation de fissure en fatigue en trois régime de fissuration (Stade I, II et III) est donnée sous la forme suivant :

$$\frac{da}{dN} = C.F.\Delta K^m \cdot \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_s}{\Delta K}\right)^p}{\left(1 - \frac{K_{\max}}{K_{IC}}\right)^q} = C.F.\Delta K^{m-p} \cdot K_{IC}^q \cdot \frac{(\Delta K - \Delta K_s)^p}{(K_{IC} - K_{\max})^q} \quad (\text{I. 19})$$

$$\text{Avec ; } F = \left(\frac{1-f}{1-R}\right)^m$$

Les paramètres C , m et le facteur de vitesse de fissure F écrite ci-dessus décrivent le domaine de fissuration de Paris (stade II), $f = (K_{ow}/K_{\max})$ représente la contribution de la fermeture de la fissure, la ténacité K_{IC} de rupture qui détermine la transition vers une croissance d'une fissure instable (stade III). En outre, les courbes de transitions entre les différentes branches peuvent être ajustées au moyen des paramètres p et q .

(McEvily 1998) a proposé un modèle reliant la propagation de fissure par cycle dans le mode de striation en fonction de l'ouverture de la fissure où l'effet de seuil de propagation (ΔK_s) est inclus, il a exprimé ce modèle par l'expression :

$$\frac{da}{dN} = A.(\Delta K - \Delta K_s)^2 \left[1 + \frac{\Delta K}{K_{IC} - K_{\max}}\right] \quad (\text{I. 20})$$

Une extension du modèle de McEvily a été proposée par (Wang et al. 2008) afin de tenir compte de l'effet du rapport de charge R et des zones de propagation instable, ce modèle est exprimé par la relation (I. 20):

$$\frac{da}{dN} = \frac{A.M^m}{1 - \left(\frac{K_{\max}}{K_{IC}}\right)^n} \quad (\text{I. 21})$$

$$\text{Avec } M = K_{\max} (1-R) - (1 - e^{-ka})(K_{\max} - R.K_{\max}) - \Delta K$$

Les paramètres (m, n, k, A) peuvent être déterminés à partir de la méthode d'ajustement de la courbe des moindres carrés non linéaire basée sur des données expérimentales (Wang et al. 2008). Ce modèle rend compte de la prédiction de la propagation de fissure dans les trois régimes de fissuration (voir figure I.10).

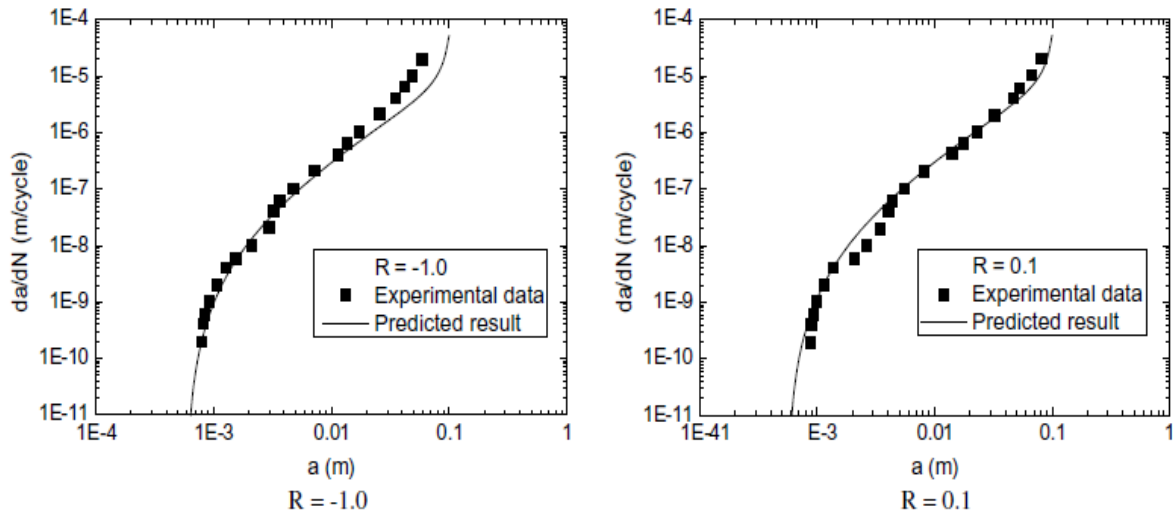


Figure I.10 Comparaison entre les résultats prévus dérivés des mêmes paramètres pour différents rapports de charge et les données expérimentales correspondantes (Wang et al. 2008).

(Siqueira et al. 2010) ont proposé une relation du type exponentiel pour décrire les trois régimes de propagation des fissures de fatigue :

$$\frac{da}{dN} = A \exp \left[a \left(\frac{\Delta K - \Delta K_s}{(1-R) K_{IC} - \Delta K} \right)^\beta + b (\Delta K - \Delta K_s) \right] \quad (\text{I. 22})$$

Où A, β, a, b sont des paramètres dépendant du matériau.

La figure I.11 présente les résultats obtenus à partir de cette relation comparés avec un ensemble de données sur les alliages d'aluminium et une prédiction par le modèle de Forman modifié. Ces résultats montrent que cette loi décrit les trois régions de la fissuration.

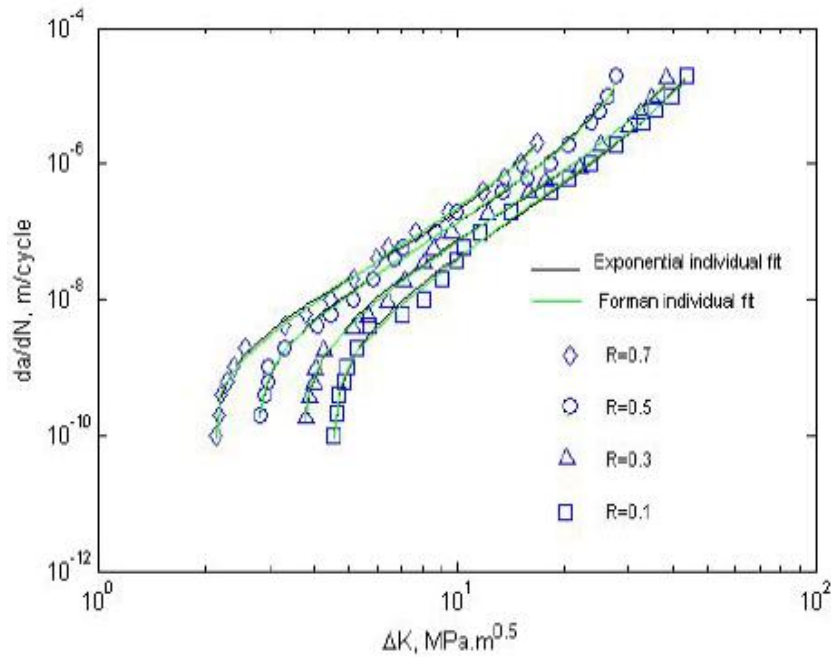


Figure I.11 Evolution de propagation des fissures de fatigue de 6013-T651, comparaison entre le modèle exponentiel et Forman modifiés(Siqueira et al. 2010).

(Wang et al. 2014) ont proposé un modèle de prédiction de propagation des fissures de fatigue basé sur le seuil de fissuration :

$$\frac{da}{dN} = A \left[\frac{\Delta K - (\Delta K_s - \Delta K_{s-s}) \left(1 - e^{-k(a-d)} \right) - \Delta K_{s-s}}{1 - (K_{\max} / K_{IC})^n} \right] \quad (\text{I. 23})$$

Où A, m, n sont des paramètres dépendant du matériau, ΔK_{s-s} le seuil fissuration pour les fissures courtes et $(\Delta K_s - \Delta K_{s-s})(1 - e^{-k(a-d)})$ une relation de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte correspondant à la fermeture de la fissure(Wang et al. 2014).

La prévision de la propagation des fissures en fatigue par ce modèle a été comparé avec les données expérimentales, ce modèle tient compte des trois stades de fissuration et donne une bonne prédiction (voir la figure I.12).

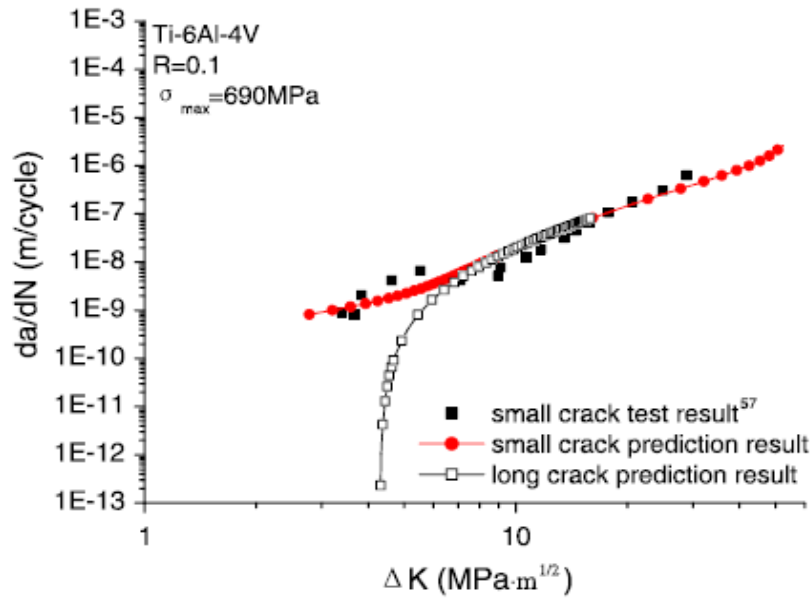


Figure I.12 Propagation de fissure de fatigue, validation de ce modèle (Wang et al. 2014).

(Shi et al. 2014) ont développé un modèle de propagation des fissures de fatigue en utilisant l'énergie de déformation plastique due au principe des boucles hystérésis en tête de fissure. Ce modèle est exprimé en fonction des propriétés cyclique et le seuil de fissuration :

$$\frac{da}{dN} = \frac{(1-n')}{4E\psi\sigma'_f \varepsilon'_f} (\Delta K - \Delta K_s)^2 \quad (I. 24)$$

$$\psi = (1+n') \cdot \pi \quad (I. 25)$$

La prédiction de propagation des fissures de fatigue par ce modèle rend un bon accord à ceux expérimentaux voir la figure I.13.

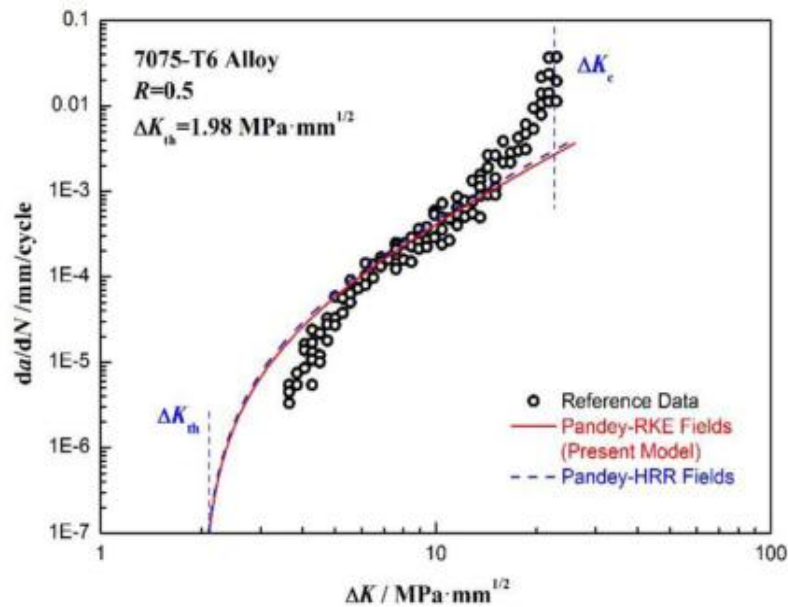


Figure I.13 Evolution de propagation de fissure en fonction de ΔK , validation de modèle (Shi et al. 2014)

I.5.3. Modèles basés sur la théorie des dislocations

(Bilby et al. 1963) ont supposé une fissure en déformation plane et ont calculé les mouvements des dislocations en tête de la fissure. Sous l'effet de la concentration de contrainte, les dislocations subissent des contraintes qui tendent à les faire sortir de la zone plastifiée. Une contrainte de friction que (Bilby et al. 1963) associent à la limite d'élasticité du métal, s'oppose à ce mouvement. Les auteurs calculent l'équilibre qui s'établit et en déduisent le déplacement calculé à chaque cycle.

(Yokobori et al. 1975) développe un modèle basé sur la théorie cinétique en utilisant les forces élémentaires qui s'exercent sur les dislocations.

(Weertman 1966) utilise le modèle développé par (Bilby et al. 1963), il suppose un matériau sans effet Bauschinger et il choisit comme critère d'avancée de la fissure la somme des déplacements calculée à chaque cycle. Lorsque cette somme des déplacements atteint une valeur critique, la propagation libère l'énergie accumulée par une avancée et il exprime ce modèle par :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi\alpha}{8\gamma\mu} \frac{\Delta K^4}{\sigma_e^2} \quad (\text{I. 26})$$

Où μ module de cisaillement. α, γ sont des constantes dépendent le matériau.

Weertman a généralisé sa théorie modèle au cas de la propagation de la fissure se propageant en déformation plane et pour des valeurs quelconques de la contrainte moyenne, ainsi il trouve l'expression suivante :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi}{96\sigma_e^2} \cdot \frac{1}{K_{IC}^2 - K_{\max}^2} \cdot (\Delta K)^4 \quad (\text{I. 27})$$

Ce modèle a suscité beaucoup d'intérêt. Plusieurs auteurs ont tenté de vérifier sa validité et plusieurs techniques expérimentales ont été développées pour mesurer l'énergie de création de surface U_s .

(Ikeda et al. 1977) ont utilisé des micros jauges de déformation pour mesurer la quantité U à partir des boucles d'hystérésis dans la zone plastifiée sur un acier à bas carbone et un alliage d'aluminium à haute résistance. Le travail plastique U , est calculé à l'aide de l'intégrale :

$$U = \int_{-\infty}^{+\infty} \int_{-\infty}^{+\infty} U_{xy} \cdot dx dy \quad (\text{I. 28})$$

$$\text{Avec } U_{xy} = \frac{\left[\int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \sigma_u d\varepsilon - \int_{\varepsilon_1}^{\varepsilon_2} \sigma_l d\varepsilon \right]}{da / dN}$$

L'origine est prise en tête de fissure. σ_u et σ_l sont déterminées à partir des boucles d'hystérésis sur éprouvettes lisses.

Le travail non hystérétique U_n peut être calculé à l'aide de : $U_n = K_{\max}^2 / \mu$ avec, K_{\max} : facteur d'intensité de contrainte maximale pendant un cycle et μ : module de cisaillement.

Puisque la taille des micro-jauges permet des mesures de déformation jusqu'à une distance de 100 μm de la tête de la fissure, (Izumi & Fine 1979) ont été amenés, pour déterminer les valeurs $(x,y) < 100 \mu\text{m}$ d'utiliser une fonction d'extrapolation entre la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ et la taille plastique (r) du type :

$$\Delta\varepsilon_p \propto \log(\Delta r) \quad (\text{I. 29})$$

Les résultats obtenus pour les alliages d'aluminium sont :

– U varie de $0,5 \times 10^5 \text{ J/m}^2$ pour le 7075-T4 à $18 \times 10^5 \text{ J/m}^2$ pour l'aluminium de haute pureté.

– Pour le 2024-T4, $U = 2,6 \times 10^5 \text{ J/m}^2$ avec $\Delta K = 7,8 \text{ MPa.m}^{1/2}$ et $U = 3,2 \times 10^5 \text{ J/m}^2$ avec $\Delta K = 15 \text{ MPa.m}^{1/2}$.

La relation établie par ces auteurs entre da/dN et U est de la forme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{A}{\mu \sigma_e^2 U_c} \cdot (\Delta K)^4 \quad (\text{I. 30})$$

Où; $\mu = E / 2(1+\nu)$: module de cisaillement de la matière, σ_e : contrainte de limite élastique, U_c : énergie critique de création d'une surface exprimé en (J/m^2) et A : constante adimensionnelle tient la valeur moyenne $3,08 \times 10^{-3}$, $2,85 \times 10^{-3}$ pour les aciers et les alliages, respectivement (Yao et al. 2007).

Des travaux récents (Lesiuk et al. 2017; Maachou et al. 2014; Yao et al. 2007; Fu et al. 2006; Klingbeil 2003) ont mesuré le travail hystérétique U_s et étudié la vitesse de propagation des fissures de fatigue en remarquant une bonne corrélation.

I.5.4. Modèle de propagation basé sur la courbe Wöhler

Récemment (Pugno et al. 2006) ont développé un modèle de propagation de fissure basé sur la courbe de Wöhler (S-N). Ils ont exprimé da/dN en fonction des paramètres de la relation de Basquin qui assimile la zone endurance limitée N_f à une droite.

$$N_0 \Delta \sigma_R^k = N_\infty \Delta \sigma_0^k = N_f \Delta \sigma^k = \bar{C} \quad \text{si} \quad N_0 < N_f < N_\infty \quad (\text{I. 31})$$

Où k coefficient de la pente de droite de Wöhler, $\Delta\sigma_m$ contrainte de rupture, $\Delta\sigma_D$ contrainte de limite de fatigue et $\Delta\sigma$ contrainte de domaine d'endurance limitée correspondant à une durée de vie N_f ,

(Pugno et al. 2006) ont fait un développement analytique, en utilisant la durée de vie équivalente entre les deux courbes Wöhler et Paris et ils ont proposé un modèle de vitesse de propagation de fissure suivant :

$$\frac{da}{dN} = C \left(\Delta\sigma \sqrt{\pi \left(a + \left(\frac{\Delta\sigma^{k-m}}{C\pi^{m/2}(m/2-1)} \right)^{1/(m/2-1)} \right)} \right)^m \quad (\text{I. 32})$$

Où C et m sont des paramètres de Paris dépendent du matériau.

I.5.5. Modèles de propagation basés sur les propriétés cycliques du matériau

Ces modèles font appel aux propriétés cycliques du matériau soit à partir des lois de fatigue oligocyclique (loi de Mason- Coffin et Basquin), soit sur la dissipation de l'énergie en tête de fissure en utilisant les boucles d'hystérésis pour étudier la déformation plastique.

Ces modèles sont divisés en deux groupes de modèles, dans le premier groupe les auteurs tentent de tenir compte des mécanismes de propagation et ils supposent que le matériau en tête de fissure est soumis à de grandes amplitudes de déformation et se comporte comme un matériau massif obéissant aux de la fatigue oligocyclique. Dans le second groupe, les modèles sont construits à partir d'un bilan énergétique en se servant des boucles d'hystérésis pour évaluer la vitesse de fissuration.

I.5.5.1. Modèles de propagation fondés sur les lois de la fatigue oligocyclique

(Liu & Iino 1969; Majumdar & Morrow 1974) considèrent que la propagation d'une fissure de fatigue est une succession de microfissures d'éléments localisés et la vitesse de fissuration est proportionnelle à l'énergie perdue dans ces zones plastifiées.

(Mc Clintock 1963; Mc Clintock 1971) a développé des modèles théoriques pour exprimer la croissance des fissures fondés sur l'ouverture à fond de fissure. Tenant compte de la dimension de la zone plastifiée, l'expression de la vitesse de propagation est donnée par :

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{8} \frac{\Delta K^2}{\sigma_e E} \quad (\text{I. 33})$$

(Duggan 1977) considère un élément situé en tête de fissure et suppose qu'il y a propagation si les lois de Manson-Coffin et Miner soient vérifiées en même temps. Tenant compte des

conditions aux limites $\Delta K \rightarrow \Delta K_s$ ou $K_{\max} \rightarrow K_{IC}$, Duggan trouve que l'expression de la vitesse est de la forme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{1}{\varepsilon'_f} \left[\frac{2\sqrt{\pi/32}}{\sigma'_f E (K_{IC} - K_{\max})} \left(1 - \frac{\Delta K}{K_{IC}} \right) \right]^{(1/\varepsilon'_f)} \cdot \Delta K^{(2/\varepsilon'_f)} \quad (\text{I. 34})$$

Avec $\alpha = 1/\varepsilon'_f$, et lorsque $\alpha = 2$, cette expression se réduit à :

$$\frac{da}{dN} = \frac{\pi}{4} \left(\frac{1}{\varepsilon'_f E K_{IC}} \right)^2 \Delta K^4 \quad (\text{I. 35})$$

(Chakraborty 1979) a développé un modèle, en prenant en compte la dimension de la zone de déformation microstructurale et en tenant compte de l'effet de taille de grain (d), ce modèle est écrit sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{-2(b+c)}{b+c+1} \left[\frac{\sigma_e}{4(1+n')\sigma'_f \varepsilon'_f} \right]^{-\frac{1}{b+c}} \left\{ \left[1 + \frac{2d}{CTOD} \right]^{\frac{b+c+1}{b+c}} - \left[4(1+n')\varepsilon'_f \right]^{\frac{b+c+1}{b+c}} \right\} \frac{\varepsilon'_f \Delta K^2}{\pi \sigma_e^2} \quad (\text{I. 36})$$

(Radhakrishnan 1980) a supposé que l'énergie est concentrée à la pointe de fissure et il exprime la vitesse de propagation :

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta W_p^*)^\delta a \quad (\text{I. 37})$$

Où $\Delta W_p^* = K_t^2 w_p$ est la densité d'énergie concentrée à la pointe de la fissure et K_t facteur de Neuber.

(Pandey & Chand 2003) ont utilisé l'énergie de déformation plastique dissipée et ont proposé un modèle simplifié en fonction des paramètres de la fatigue oligocyclique :

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{1-n'}{4\sigma'_f \varepsilon'_f} \right) \frac{\psi}{EI_{n'}} (\Delta K)^2 \quad (\text{I. 38})$$

Où, ψ et $I_{n'}$ sont des constantes qui dépendent de l'exposant d'écrouissage cyclique n' , déterminées numériquement selon (Pandey & Chand 2003), ainsi qu'ont remarqué une bon corrélation à ceux expérimentaux. Ce modèle est ainsi vérifié par (Stasević & Maksimović 2011).

(Noroozi et al. 2005) ont développé un modèle de propagation de fissure de fatigue basé sur l'histoire des contraintes-déformations élasto-plastiques. Ce modèle a été proposé pour prédire

la propagation des fissures de fatigue sous l'effet de la contrainte moyenne et tenant compte des propriétés cycliques :

$$\frac{da}{dN} = C \left[(K_{\max})^p (\Delta K)^{1-p} \right]^\gamma \quad (\text{I. 39})$$

$$C = 2\zeta \left[\frac{(\psi_i)^2}{2^{(n'+3)/(n'+1)} \sigma'_f \varepsilon'_f \pi E \zeta} \right]^{-(1/(b+c))}, \quad p = \frac{n'}{n'+1} \quad \text{et} \quad \gamma = -\frac{2}{b+c} \quad (\text{I. 40})$$

Où ; ψ_i est une constante moyenne correspondant au ième bloc élémentaire, ζ est le rayon de la pointe d'entaille ou la taille du bloc de matériau élémentaire.

L'expression de la propagation de fissure de fatigue a été calculée en utilisant à la fois la déformation plane et l'hypothèse de l'état de contrainte plane .Les résultats obtenus sont comparés à des résultats expérimentaux (Noroozi et al. 2005) pour deux alliages (7075-T6 et 2024-T351) et l'acier 4340.

D'autres modèles basés sur le calcul de l'érouissage en tête de fissure ont été développés (Pook & Frost 1973; Lal & Weiss 1978; Purushothamant & Tien 1975). Dans ces modèles , il s'agit de calculer les zones plastifiées monotone et cyclique créées par la force cyclique, on suppose généralement que la vitesse de propagation est proportionnelle à l'énergie perdue dans ces zones plastifiées. Tous ces modèles utilisent des boucles d'hystérésis pour évaluer la déformation plastique. Le comportement macroscopique caractérisé par les boucles d'hystérésis est introduit dans ces modèles pour décrire le comportement microscopique en tête de fissure.

I.5.5.2.Modèles de propagation basés sur la déformation plastique cyclique

Dans ces modèles, les critères de déformation sont largement utilisés pour pendre en compte les problèmes de propagation d'une fissure de fatigue dans le cas où la zone plastique au fond de fissure est importante.

Tenant compte de la déformation cyclique, un modèle de fissuration fut proposé par (Manson 1966) et est exprimé comme suit :

$$\frac{da}{dN} = B \left(\Delta \varepsilon_p \sqrt{a} \right)^n \quad (\text{I. 41})$$

Où ; B et n sont des constantes déterminées expérimentalement, $\Delta \varepsilon_p$ représente l'amplitude de déformation plastique et a est la longueur de fissure.

(Tomkins 1968) suppose que l'endommagement se produit dans deux bandes et la déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ est concentrée le long de ces bandes. Il a proposé la vitesse de propagation d'une fissure par la relation suivante :

$$\frac{da}{dN} = (\Delta\varepsilon_p) \cdot r_{pc} \quad (\text{I. 42})$$

(Tomkins 1968) a proposé une extension du modèle de (Bilby et al. 1963) utilisant la théorie des dislocations et en analysant les zones en pointes de fissure en mode comme une distribution de la zone plastique sur des lignes à $\pm 45^\circ$ de la direction de chargement. Ce modèle permet d'estimer le dommage dû à la croissance de fissure en fonction de l'amplitude de déformation plastique $\Delta\varepsilon_p$ et de l'amplitude de contrainte $\Delta\sigma/2$ pour le cas uniaxial en mode I pure :

$$\frac{da}{dN} = \alpha \cdot (\Delta\varepsilon_p) \cdot a \cdot \left[\frac{1}{\cos\left(\frac{\pi}{2} \frac{\Delta\sigma}{2T}\right)} - 1 \right] \quad (\text{I. 43})$$

Où ; α est un facteur de forme de fissure et T est le paramètre dit de Tomkins. Pour prendre en charge l'effet de fermeture des fissures, le modèle pourrait être amélioré en utilisant une contrainte efficace $\sigma_{eff} = \sigma - \sigma_{ouv}$ au lieu la contrainte appliqué. Ce modèle est très pertinent pour la description de fissuration de fatigue oligocyclique par la façon dont le mélange de l'effet de plasticité et l'effet de contrainte. La prévision de propagation des fissures par ce modèle montre une bonne prédiction comparé à ceux expérimentaux voir la figure I.14.

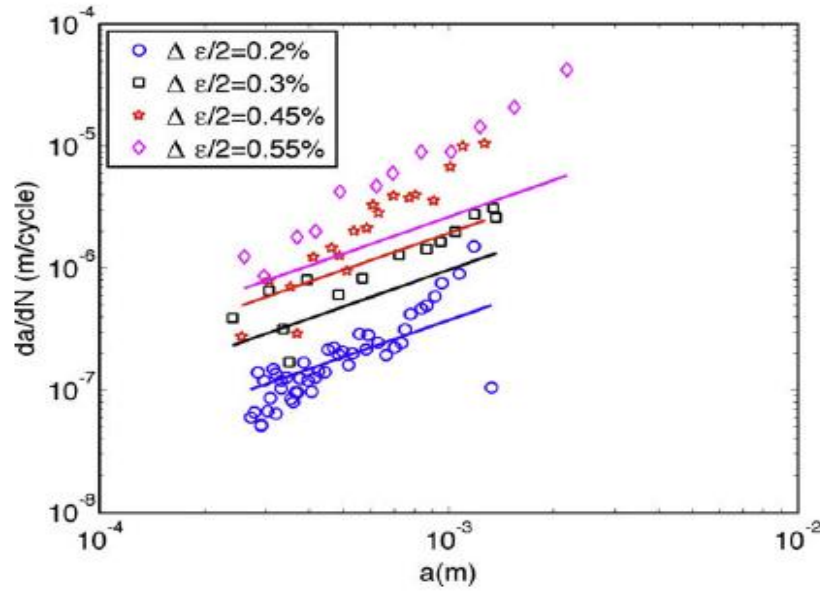


Figure I.14 Evolution de propagation de fissure sous régime oligocyclique en fonction de longueur (a), validation de modèle Tomkins (Maurel et al. 2009)

Selon la loi de cumul de dommage de Miner, l'élément se rompt lorsque la somme des valeurs $(1/N_f)$ est égale à un. En d'autre terme, le bout de fissure arrive à un élément de fatigue donné lorsque la somme des valeurs de $(1/N_f)$ pour tous les cycles de contrainte pendant son existence dans le rayon plastique est égale à un. (Chakrabortty 1979) a estimé que la contribution de la déformation microstructural cyclique à une distance de (ρ^*) avant la pointe de fissure ne peut pas être négligeable et développé un modèle de propagation de fissure en fonction déformation plastique en utilisant les paramètres de propriétés élastique (E, σ_e) et de cyclique (c, ε'_f) et leurs influence sur la vitesse de fissuration (da/dN) , est donné en suivant :

$$\frac{da}{dN} = 2 \int_{\rho^*}^{r_p} \left(\frac{\Delta \varepsilon_p}{2 \varepsilon'_f} \right)^{-1/c} da \quad (\text{I. 44})$$

$$a = \frac{\Delta K^2 / (1+n') \pi E K'}{(\Delta \varepsilon_p)^{n'+1} + \frac{K'}{E} (\Delta \varepsilon_p)^{2n'}} \quad (\text{I. 45})$$

(Chakrabortty 1979) a remarqué que les propriétés élastiques (E, σ_e) et les paramètres cycliques (c, ε'_f) jouent un rôle important sur la prédiction de propagation d'une fissure de fatigue (figure I.15).

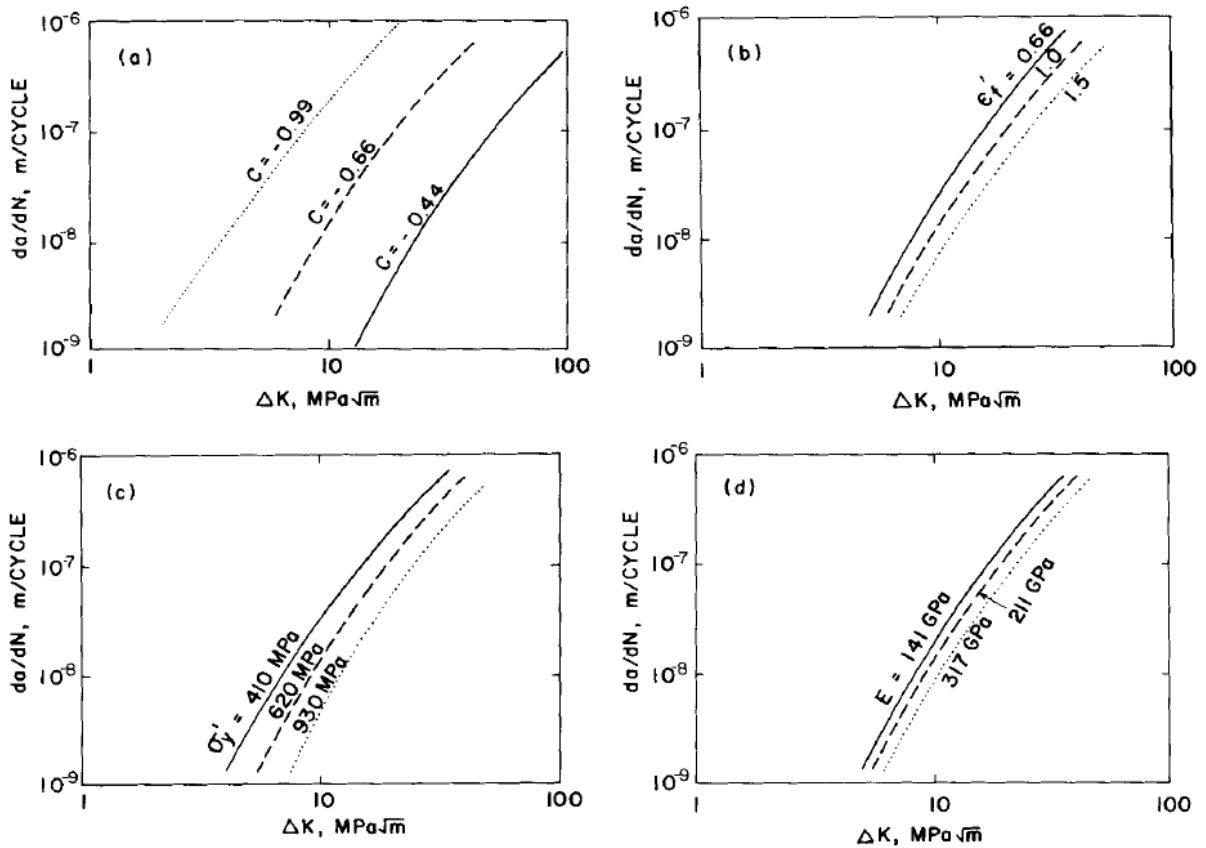


Figure I.15 Evolution de propagation des fissures en fatigue sous la variabilité des divers paramètres.

a) L'effet de c , b) L'effet de ϵ'_f , c) L'effet de σ'_e et d) L'effet de E (Chakraborty 1979).

(Xiao & Bompard 1987) ont étudié expérimentalement la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction de la déformation plastique cyclique à une distance donnée du fond de fissure, en utilisant les alliages de Al-Li-(BSS, B1, B2), Al-Li-Zr-(T1, T2, T3) et AA 8090-(IN) qui sont classées selon les valeurs de limite élastique cyclique (σ'_e) croissantes respectivement, et ils ont validé la relation suivante :

$$\Delta \epsilon_p = \alpha' \left(\frac{\Delta K}{\sigma'_e} \right)^{\frac{2n'}{1+n'}} \tag{I. 46}$$

Où ; α' est une constante de matériau déterminé expérimentalement, n' l'exposant de l'érouissage cyclique.

(Xiao & Bompard 1987) ont remarqué que l'alliage qui comporte des valeurs importantes de propriétés élastiques et cycliques (σ'_e) conduit à des amplitudes des déformations plastiques cycliques faibles et une propagation des fissures lente (voir la figure I.16).

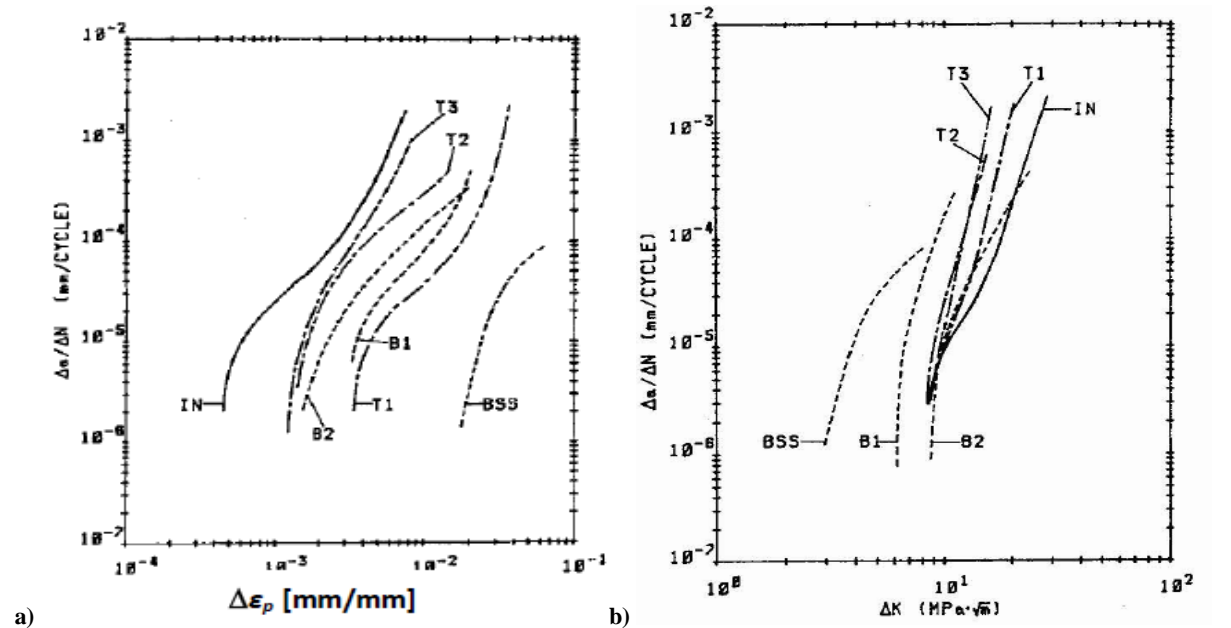


Figure I.16 Evolution de vitesse de fissuration en fonction, a) de déformation plastique cyclique, b) de l'amplitude (ΔK) (Xiao & Bompard 1987).

(Skallerud 1992) a proposé un modèle simple de propagation des fissures basé sur l'amplitude de la déformation plastique cyclique globale comme paramètre dominant, correspondant à la théorie de la mécanique de la rupture non linéaire, en prenant en considération les paramètres de la fatigue oligocyclique (ϵ'_f, c) :

$$\frac{da}{dN} = C_4 (\Delta \epsilon_p)^{n_4} . a \tag{I. 47}$$

Avec ;

$$C_4 = \beta (\epsilon'_f)^{1/c}, \quad \beta = \ln(a_f / a_0) \quad \text{et} \quad n_4 = \frac{1}{c} \tag{I. 48}$$

Où, β est une constante déterminée par l'intégrale de séparation des variables.

(Pavlou 1998) a utilisé la relation de déformation plastique cyclique en tête de fissure par rapport à la ductilité due par la loi de Basquin et la ténacité de matériau :

$$\Delta \epsilon_p = \left(\frac{\Delta K}{K_{IC}} \right)^2 \epsilon'_f \tag{I. 49}$$

Le nombre de cycle (ΔN) jusqu'à la rupture peut être exprimé d'après cette relation (I. 50) et loi de Manson-Coffin-Basquin comme suit :

$$\Delta N = \left(\frac{\sqrt{2} K_{IC}}{\Delta K} \right)^{2/m} \tag{I. 50}$$

En utilisant la taille plastique cyclique $r_{pc} = (\pi \Delta K^2) / (32 \sigma'_e)$, (Pavlou 1998) a développé un modèle de propagation des fissures de fatigue écrit sous la forme :

$$\frac{da}{dN} = \frac{r_{pc}}{\Delta N} = \frac{\pi}{32 \sigma_e'^2} \left(\frac{1}{2K_{IC}} \right)^{1/m} \Delta K^{2(1+1/m)} \quad (\text{I. 51})$$

Où ; m Constant de Basquin.

Pour la propagation des fissures de fatigue à cycle élevé, la déformation globale est élastique, (Wasé & Heier 1998) ont réécrit le modèle (I. 41) par la relation suivante et étudié l'influence de module de Young E sur les fissures courtes :

$$\frac{da}{dN} = B \left(\varepsilon_e \sqrt{a} \right)^n = B \left(\frac{\sigma_e}{E} \sqrt{a} \right)^n \propto B \left(\frac{\Delta K}{E} \right)^n \quad (\text{I. 52})$$

Ce modèle est en fonction de module de Young valable pour les matériaux composites, ce qui implique que le module d'élasticité global est un facteur le plus important contrôlé le seuil de fissuration (Wasé & Heier 1998).

(Durán et al. 2004) ont simplifié une relation de déformation plastique cyclique à une distance r au fond de fissure $\Delta \varepsilon_p(r_i)$, écrite en suivant :

$$\Delta \varepsilon_p(r_i) = \frac{2 \sigma'_e}{E} \cdot \left(\frac{r_{pc}}{r_i} \right)^{1+n'} \quad (\text{I. 53})$$

Où ; r_{pc} est la taille plastique cyclique en déformation plans.

$$r_{pc} = \frac{(1-2\nu)^2}{4\pi(1+n')} \cdot \left(\frac{\Delta K}{\sigma'_e} \right)^2 \quad (\text{I. 54})$$

La vitesse de propagation des fissures de fatigue est ensuite calculée à partir de l'équation suivante et en fonction des paramètres de Manson-Coffin et ainsi a été justifié par (Durán et al. 2004; Castro et al. 2009) :

$$\frac{da}{dN} = \int_0^{r_{pc}} 2 \left(\frac{2 \varepsilon'_f}{\Delta \varepsilon_p(r_i)} \right)^{1/c} dr \quad (\text{I. 55})$$

(Patibandla & Bhat 2011) ont développé un modèle de propagation des fissures en fatigue basé sur la non-uniformité des déformations en surface superficielle en utilisant la théorie de l'énergie en tête de fissure et propriétés cycliques. Par conséquent, ce modèle est en fonction de l'amplitude de déformation ($\Delta \varepsilon_p$), donné en suivant :

$$\frac{da}{dN} = 2a \left[\frac{\left(\frac{1-n'}{1+n'} \right) \Delta\sigma \left(\Delta\varepsilon_p - \frac{\Delta\sigma}{E} \right) + \frac{\Delta K^2}{Ea\psi(n')}}{4\sigma'_f \varepsilon'_f} \right]^{b+c} \quad (\text{I. 56})$$

Expérimentalement, l'effet de pré-déformation sur les structures en l'alliage 7475-T7351 peut être clairement observé dans le stade III de propagation des fissures ou l'augmentation de pré-déformation entraîne une diminution de la ténacité du matériau (K_{IC}) et la propagation d'une fissure de fatigue augmente (voir la figure I.17), confirmé par le modèle de Forman modifié, la pré-déformation n'a pas d'influence considérable dans le stade du seuil et stade de Paris (Alrubaie et al. 2006).

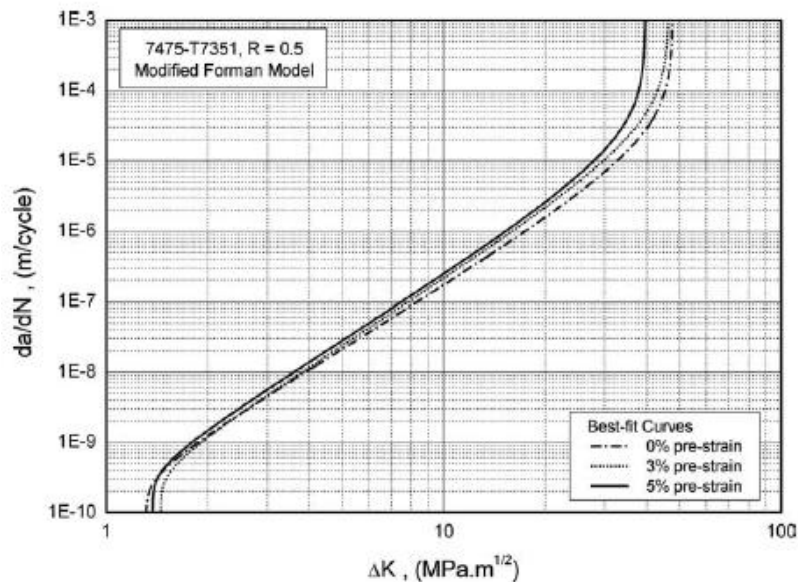


Figure I.17 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de (ΔK) sous l'effet de pré-déformation (Alrubaie et al. 2006).

I.5.6. Modèles de propagation basés sur le dommage

Pour les structures entaillées, l'initiation de fissure peut prendre un grand nombre de cycles de chargement. Au cours de cette étape, une certaine zone près de l'entaille subit une déformation plastique cyclique, ce qui entraîne une accumulation de dommage dus à la fatigue. En conséquence, lorsqu'une fissure est formée au niveau de l'entaille et commence à se propager, le matériau a déjà accumulé un certain dommage.

(Mc Clintock 1971) a développé un modèle basé sur la définition d'une zone d'endommagement en tête de fissure dans laquelle la rupture se fait par un cumul du

dommage. Il considère que la déformation plastique ε_p est inversement proportionnelle à la distance par rapport au bout de fissure soit :

$$\varepsilon_p = \varepsilon_e \left(\frac{R}{r} - 1 \right) \quad (\text{I. 57})$$

Avec : R le rayon de la zone plastifiée, ε_e la déformation correspondant à σ_e . Le nombre de cycles N_f nécessaires à la rupture de cet élément est donné par :

$$N_f = 4 \left(\frac{\varepsilon_p}{\varepsilon_f} \right)^{1/p} dN \quad (\text{I. 58})$$

Considérant une loi du type Manson-Coffin on obtient la relation:

$$\frac{da}{dN} = \frac{7.5}{16 \cdot \varepsilon_f \cdot E \cdot \sigma_e} \cdot (\Delta K)^4 \quad (\text{I. 59})$$

Où, ε_f déformation à la rupture, E module de Young et σ_e limite élastique du matériau.

Pour les problèmes de fissuration à long terme, après la démarche de fissuration par fatigue, la dimension de la pointe de fissure est comparable à la taille moyenne du grain \bar{d} . Sous le chargement externe, les grains proches à la pointe de fissure seront écrasés. Le grain écrasé effleurera la fissure et réduira l'avancement de fissure. Si la contrainte au fond fissure émoussée est inférieure à la contrainte élastique $\bar{\sigma}_e$ moyenne de matériau, la contrainte maximale avant le trou d'arrêt efficace peut être exprimée en fonction \bar{d} , (Wang & Thomas 1994) comme suivant :

$$\sigma_{\max} = K_{\max} / \sqrt{\frac{8}{5} \cdot \bar{d}} \quad (\text{I. 60})$$

(Wang & Thomas 1994) ont proposé une théorie de cumul de dommages où ils ont considéré la propagation de fissure ne dépend pas seulement de ΔK mais aussi de la valeur moyenne de la résistance à la rupture et de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte effective dans la région II et III, et ils ont développé un modèle exprimé par l'équation suivante :

$$\frac{da}{dN} = \chi \cdot \frac{K_{\max}^4}{\sigma_e^2} \cdot \left[\frac{1}{1-\xi^2} - \frac{1}{1-(R\xi)^2} \right] \cdot \left[\frac{1}{\sqrt{1-\xi^2}} - \frac{1}{\sqrt{1-(R\xi)^2}} \right]^2 \quad (\text{I. 61})$$

Avec, $\xi^2 = \frac{K_{\max}^2}{2 \cdot K_{nf}^2}$ et $K_{nf} = \sigma_e \cdot \sqrt{\pi \cdot a}$

Où, χ est un constant dépendant du matériau, σ_e est la limite élastique et $\overline{\sigma_e}$ est la limite élastique moyenne.

I.5.7. Modèles de propagation basés sur l'érouissage cyclique

L'érouissage cyclique est un paramètre très important pour traduire le comportement élastoplastique des matériaux, particulièrement pour la propagation des fissures de fatigue, plusieurs modèles de fissuration font appel aux propriétés d'érouissages cycliques (K' et n') due au fond de fissure.

Tous les modèles sont exprimés en fonction de paramètres d'érouissage cyclique (K' et n') du matériau, soit à partir des lois de fatigue oligocyclique (loi de Manson-Coffin), soit de l'énergie dissipé de déformation cyclique en tête de fissure exprimé par les boucles d'hystérésis, sont ainsi peuvent classées dans cette section.

(Lal & Garg 1977) ont développé un modèle dans lequel ils ont intégré des notions telles que le facteur d'intensité de contraintes effectif défini par Elber et les paramètres de l'érouissage cyclique (K' , n'). Ces auteurs calculent les zones plastifiées monotone (r_{pm}) et cyclique (r_{pc}) :

$$r_{pm} = \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_e} \right)^{1+n'} a^{1-n'/2} \quad (\text{I. 62})$$

Cette relation est obtenue à partir d'un calcul fait en traction simple en remplaçant le coefficient d'érouissage monotone (K) par le coefficient d'érouissage cyclique (K'). Reprenant l'hypothèse d'Elber (Elber 1971). (Lal & Garg 1977) supposent que seule une partie du cycle est utile pour refermer la fissure et de créer la zone plastifiée. L'autre partie des cycles induisant des lèvres de la fissure. Ils reprennent la définition de la zone plastifiée monotone précédemment calculée, en remplaçant ΔK par ΔK_{eff} et obtiennent les dimensions de la zone plastifiée cyclique:

$$r_{pc} = r_{pm} \cdot U^{1+n'} \quad (\text{I. 63})$$

En reprenant L'hypothèse suggérée par (Tomkins 1968) relation (I. 38), (Lal & Garg 1977) posent afin de calculer $\Delta \varepsilon_p$, ils se servent de la relation $\Delta \sigma_N / 2 = K' (\Delta \varepsilon_p / 2)^{n'}$ décrivant les boucles d'hystérésis où $\Delta \sigma_N$ est la variation de la contrainte dans le ligament. Ils expriment la déformation plastique en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes :

$$\Delta \varepsilon_p = \left(\frac{\Delta K}{\sqrt{\pi \cdot a} \cdot K' (1 - a/w)} \right)^{1/n'} \quad (\text{I. 64})$$

La vitesse de propagation est alors égale à et décrite sous la forme de loi de Paris :

$$\frac{da}{dN} = \frac{(0.5U)^{1+n'} (\sqrt{w})^{0.5(1-n'-1/n')}}{(K' \sqrt{\pi})^{1/n'} \sigma_e^{1+n'}} \left(\frac{(\sqrt{a/w})^{n'(1-n')}}{\sqrt{a/w} (1 - a/w)} \right)^{1/n'} \cdot \Delta K^{1+n'+(1/n')} \quad (\text{I. 65})$$

Cette formule a été vérifiée dans de nombreux matériaux (aluminium, acier doux, acier inoxydable, cuivre) et les valeurs calculées et mesurées des paramètres C et m sont en bon accord. Les deux paramètres a et w sont géométriques et facilement mesurables. Les quatre autres U, σ_e, K' et n' dépendent du matériau. La vitesse diminue si la limite d'élasticité augmente, elle augmente si R augmente, ce qui est conforme à l'expérience.

(Radon 1982) a proposé un modèle de propagation des fissures basé sur les propriétés d'érouissage cyclique. Il a également introduit l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte efficace qui caractérise le déplacement de l'ouverture au fond de fissure, le modèle proposé est donné par l'expression ci-dessous :

$$\frac{da}{dN} = \frac{2^{n'-1} (1-2\nu)^2 (\Delta K_{eff}^2 - \Delta K_s^2)}{4\pi (1+n') \sigma_e^{1-n'} (E \cdot \varepsilon_f)^{1+n'}} \quad (\text{I. 66})$$

Où, ε_f déformation finale à rupture.

La prédiction de vitesse de fissuration par ce modèle montre un bon accord avec des résultats expérimentaux pour l'acier faiblement allié (Radon 1982).

Les effets des paramètres de l'érouissage cyclique dus à la déformation plastique en fond de fissure, sur le comportement de fissuration en fatigue ont été discuté par (Pommier 2001) qui ont remarqué que l'érouissage cyclique d'un alliage modifie fortement la forme de la zone plastique dans des conditions de déformation plane au niveau d'une fissure de fatigue stationnaire.

(Zhang & Yi 2006) ont montré également que le seuil de fissuration est indépendant de l'exposant de l'érouissage cyclique (n'), mais contrairement la vitesse de propagation de fissuration augmente avec l'augmentation de l'exposant de l'érouissage cyclique.

(Alexandre 2007) a montré que le durcissement cyclique exerce un rôle très important, lorsque ce durcissement cyclique augmente entraînant une augmentation de (K_{ouv}), cette

explication s'applique principalement pour les matériaux sensibles à l'érouissage. Il a proposé une expression de propagation de fissure suivante :

$$\frac{da}{dN} = C.f(R) \cdot \left[\frac{\Delta K - \Delta K_s}{K_{IC} - \Delta K_s} \right]^m \quad (\text{I. 67})$$

Avec ; $f = \frac{1}{1 - gR}$

Ainsi, pour les cas où $R > 0$, $g = 1$ et on retrouve les lois simples provenant d'Elber. Par contre, pour $R < 0$, il faut distinguer les cas suivant la réaction du matériau,

$g > 0$ lorsque le matériau consolide en fatigue (ex : acier de construction)

$g = 0$ si le matériau est insensible au cyclage (ex : alliage d'aluminium 7175)

$g < 0$ pour le cas où le matériau s'adoucit en fatigue (ex: Ti6Al4V)

Ce modèle permet de décrire les courbes de vitesse de propagation en tenant compte de l'effet de R , quelque soit la réponse du matériau à la sollicitation cyclique (Alexandre 2007).

Une combinaison de concept de J -intégrale cyclique en élastoplastique et les paramètres de l'érouissage cyclique a été fait par (Musuva & Radon 2013) qu'ont développé un modèle de propagation de fissure, donné sous la forme suivante :

$$\frac{da}{dN} = \frac{2^{n'+1}}{4E^{n'}} \frac{\Delta J_{eff} - \Delta J_s}{I_n (\varepsilon_f)^{n'+1} (\sigma_e)^{n'-1}} \quad (\text{I. 68})$$

Où ; $I_n = \pi(1+n') / (1-2\nu)^2$ est une fonction de l'exposant de l'érouissage cyclique, dépend la déformation plans (Musuva & Radon 2013).

La propagation d'une fissure de fatigue et la croissance stable de la fissure sous chargement monotone dans l'acier ont été analysées avec succès en utilisant l'intégrale en J et en supposant un critère de rupture contrôlé par la déformation (Musuva & Radon 2013)..

I.6.Conclusion

En résumé, il existe plusieurs modèles prédisant la vitesse de propagation des fissures de fatigue. Ces modèles sont initialement basés sur une des trois approches présentées pour quantifier l'endommagement en fond de fissure. Les modèles basés sur l'accumulation du dommage sont les moins utilisés puisqu'il est difficile de bien quantifier l'endommagement nécessaire à la propagation d'une fissure. En contrepartie, les modèles excluant la fermeture sont fréquemment utilisés dans la littérature en raison de leurs simplicités et de leur bonne comparaison avec les résultats expérimentaux.

Tous ces modèles ne peuvent être appliqués d'une façon générale, chacun d'eux décrit une situation donnée et devient inadapté dès qu'un paramètre de l'expérience varie. Donc pour dégager des résultats à partir d'un modèle il faut tenir compte de l'influence des paramètres intrinsèques (module de Young, dimension du grain, limite élastique, la ténacité, ...etc.) et extrinsèques (dimensions de l'éprouvette, et les effets d'environnement, ...etc.) sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue.

On remarque dans cette partie que tous les modèles présentés précédemment n'expliquent pas la propagation d'une fissure en fonction des paramètres de l'érouissage cyclique (K' , n') d'une manière simple.

Une étude paramétrique de tous ces modèles est donnée en annexe C.

Chapitre II :Simulation de l'écrouissage cyclique

II.1.Introduction

Les essais de fatigue oligocyclique à chargement imposée ont permis de déterminer les paramètres d'écrouissage cyclique et ont fait l'objet de plusieurs travaux dans la littérature (Mroziński & Golański 2013; Mroziński & Szala 2010; Balda 2009; Ethirajan et al. 2015; Czechowski 2005; Walley et al. 2009). L'écrouissage se traduit généralement par un durcissement ou parfois un adoucissement cyclique dans un matériau provenant de la déformation plastique due à une modification structurale, cette opération engendre une augmentation de la résistance (la dureté, la limite d'élasticité) et une diminution de la ductilité (l'allongement, striction) dans le cas des tôles, filés et pièces étirées. Les propriétés mécaniques de l'aluminium sont fonction de sa pureté et de son mode d'élaboration (corroyage, traitement de recuit final, etc.) sachant que tous les alliages étant pré-écrouis. Plusieurs travaux ont été consacrés à l'étude du comportement des métaux soumis à des déformations importantes sujettes à un écrouissage, (Brammer 2013) a observé que le durcissement cyclique est plus prononcé pour des déformations imposées successives. (Belattar et al. 2014) ont constaté que la durée de vie des éprouvettes pré-écrouies est réduite par rapport à celle obtenue pour des éprouvettes vierges. Cette réduction est liée à la formation des structures de dislocations denses héritées de la phase de pré-écrouissage. Les microstructures fragilisantes induites lors du pré-écrouissage accélèrent l'endommagement par fatigue et conduisent à une rupture précoce dans l'acier 304L (Belattar et al. 2014). Des travaux récents conduits par (Désiré et al. 2007) sur des nuances d'aluminium 1200 et 5005 ont montré que la forte présence de magnésium dans le 5005 serait la cause d'un durcissement beaucoup plus prononcé. La densité de dislocation dans un acier (JLF-1) diminue lors d'un chargement cyclique à déformation imposée lorsque la température augmente ceci entraîne un faible durcissement (Li et al. 2009).

Ce chapitre constitue une contribution à la modélisation de la fatigue oligocyclique à déformation imposée, en utilisant trois types d'alliages à l'aide du code de calcul ANSYS. Cette modélisation nous a permis de déterminer les caractéristiques mécaniques en traction et en compression des matériaux étudiés et d'établir leurs courbes d'écrouissage monotone et cyclique. Les résultats obtenus ont permis de déterminer les constantes de Basquin et les paramètres d'écrouissage cycliques.

II.2.Simulation de l'essai de fatigue oligocyclique

Pour les essais de fatigue oligocyclique, on utilise des éprouvettes cylindriques lisses avec une partie réduite pour l'amorçage de la fissure et des têtes massives pour ne pas avoir de déformations (Figure II.1).

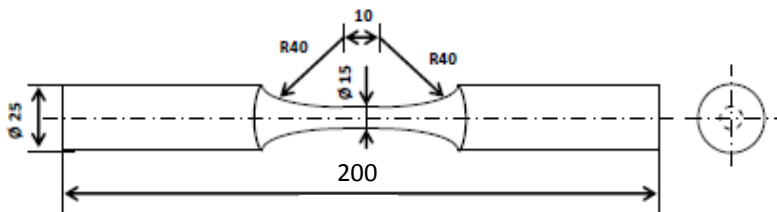


Figure II.1 Epreuve étudiée.

Les matériaux étudiés sont des alliages d'aluminium 6061-T6, 2024-T3 et 7075-T6 dont les compositions chimiques sont données dans le tableau II.1 et les propriétés mécaniques sont présentées dans le tableau II.2.

Tableau II.1 Composition chimique massique en %.

Matériau	Cu	Fe	Si	Cr	Mg	Mn	Zn	Ti	Réfs
6061-T6	0.15	0.7	0.4	0.35	0.84	0.14	0.25	0.15	(Philip 2008)
2024-T3	4.82	0.18	0.07	0.02	1.67	0.58	0.06	0.15	(Zehsaz et al. 2010; Karakas & Szusta 2016)
7075-T6	1.20	0.50	0.40	0.18	2.10	0.30	5.10	0.20	(Aissani 2012)

Tableau II.2 Propriétés mécaniques en statique.

Matériau	E (GPa)	ν	σ_e (MPa)	σ_m (MPa)	ϵ_f (%)	Réfs
6061-T6	67.8	0.30	220	320	14	(Brammer 2013)
2024-T3	72	0.33	370	536	16.7	(Karakas & Szusta 2016)
7075-T6	70.6	0.30	533	578	34	(Colin 2010)

Les propriétés cycliques sont reportées dans le tableau II.3.

Tableau II.3 Propriétés cycliques de Manson Coffin.

Alliage	σ'_f (MPa)	ϵ'_f	b	c	Réfs
6061-T6	705	2,40	-0,11	-0,98	(Brammer 2013)
2024-T3	850	0.22	-0.086	-0.462	(Karakas & Szusta 2016)
7075-T6	689	0,11	-0.145	-0.509	(Colin 2010)

La simulation de l'essai de fatigue oligocyclique à déformation imposée est réalisé avec un rapport de charge $R = -1$ en introduisant les propriétés mécaniques de chaque matériau. L'analyse numérique des paramètres mécaniques d'une éprouvette soumise à la fatigue est fortement liée à la qualité du maillage de cette éprouvette. Il est donc primordial de raffiner le maillage pour optimiser le temps de calcul. Le maillage utilisé est de type *Solide 185* (quadratique) à 8 nœuds ayant trois degrés de liberté à chaque nœud qui permet de visualiser les déformations en 3D (Figure II.2).

Le principe des essais consiste à imposer une sollicitation provoquant une déformation plastique cyclique (Figure 2:2) et déterminer le nombre de cycles à rupture pour chaque niveau de déformation. Le tableau II.4 donne les valeurs des déformations imposées.

Tableau II.4 Déformations plastiques imposées.

Matériau	Déformation imposée [%]							
	0,30	0.40	0.50	0.60	0.70	1	4	7
6061-T6	0,30	0.40	0.50	0.60	0.70	1	4	7
2024-T3	0.5	1	2	4	8	12	/	/
7075-T6	0.70	1	3	5	7	9	/	/

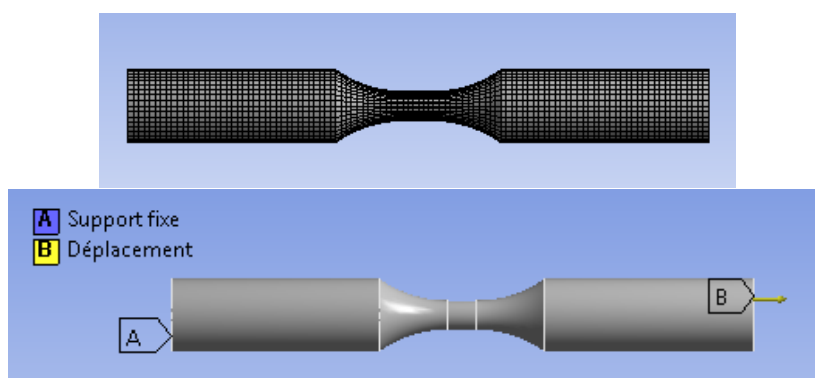


Figure II.2 Maillage de l'éprouvette (en haut), Chargement imposée (en bas).

La figure II.3 donne un exemple de la durée de vie obtenue par fatigue oligocyclique à une déformation imposée de 0.5% pour un alliage d'aluminium 2024-T3.

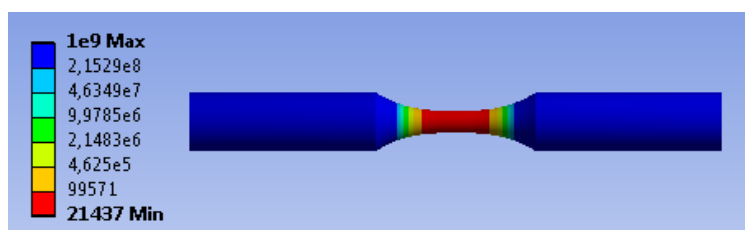


Figure II.3 Durée de vie à déformation imposée $\epsilon=0,5\%$ pour 2024-T3.

Le présent travail constitue une simulation numérique du durcissement cyclique permettant de déterminer les constantes de Basquin et les différents paramètres d'érouissage de trois alliages d'aluminium 6061-T6 2024-T3 et 7075-T6 à partir des courbes d'hystérésis générées en utilisant le code de calcul ANSYS.

II.3. Résultats et interprétation

Les figures II.4 à II.6 représentent les boucles d'hystérésis stabilisées pour chaque niveau de déformation imposée pour les trois matériaux étudiés.

Les résultats obtenus pour l'alliage 6061-T6 sont comparés à ceux obtenus expérimentalement par (Brammer 2013) pour le même matériau.

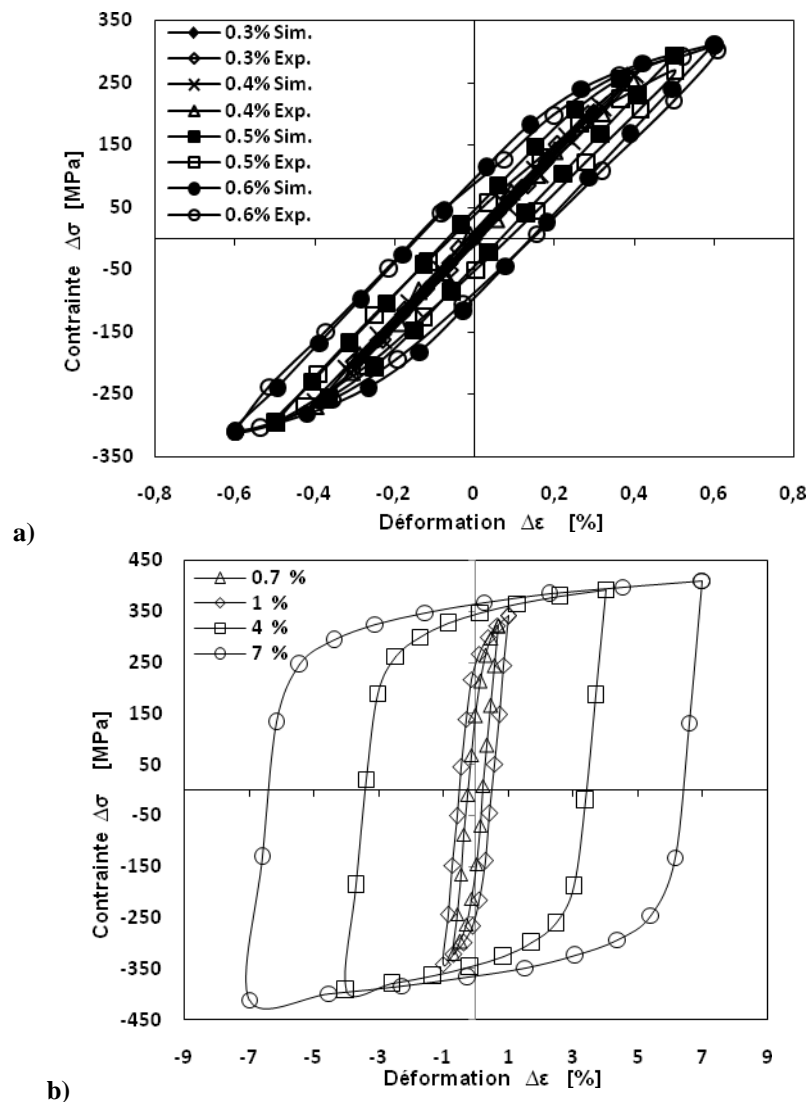


Figure II.4 Boucles hystérésis pour 6061-T6 comparée aux résultats expérimentaux (Brammer 2013).

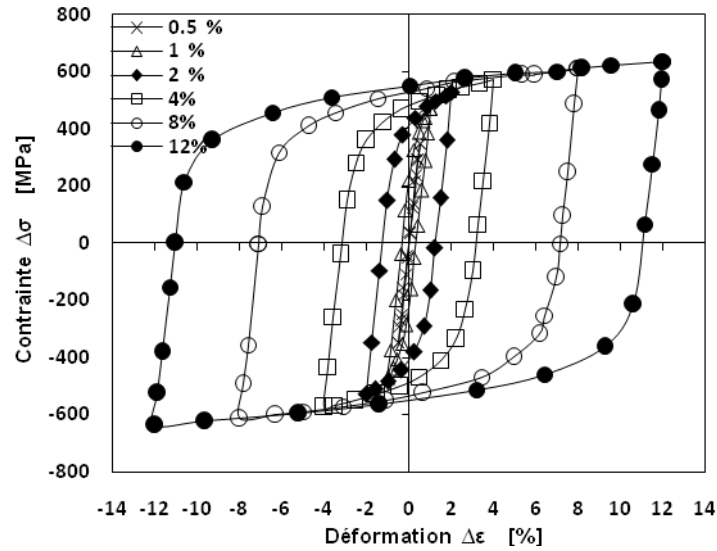


Figure II.5 Simulation des boucles hystérésis pour 2024-T3.

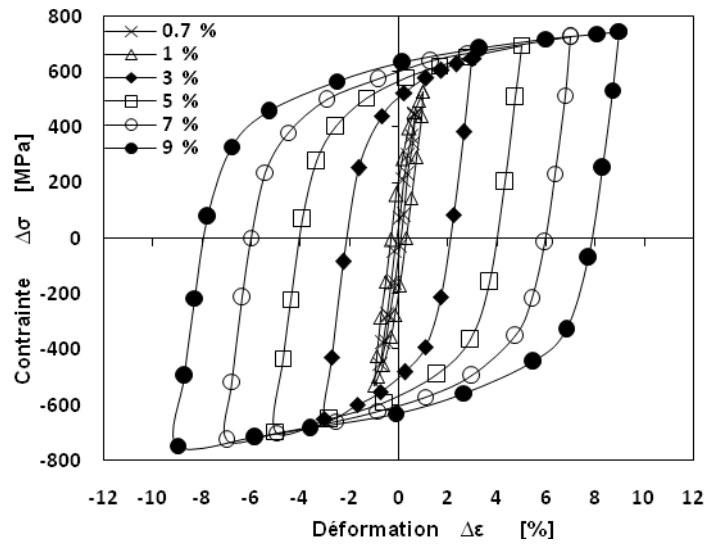


Figure II.6 Simulation des boucles hystérésis pour 7075-T6.

La figure II.7 représente l'évolution de la contrainte maximale en fonction du nombre de cycles à rupture N_f pour chaque déformation pastique imposée. Ces droites obtenues peuvent être représentées par la loi de Basquin du type:

$$\Delta\sigma / 2 = B. (N_f)^A \tag{II. 1}$$

$$\log(\Delta\sigma / 2) = A. \log(N_f) + \log(B) \tag{II. 2}$$

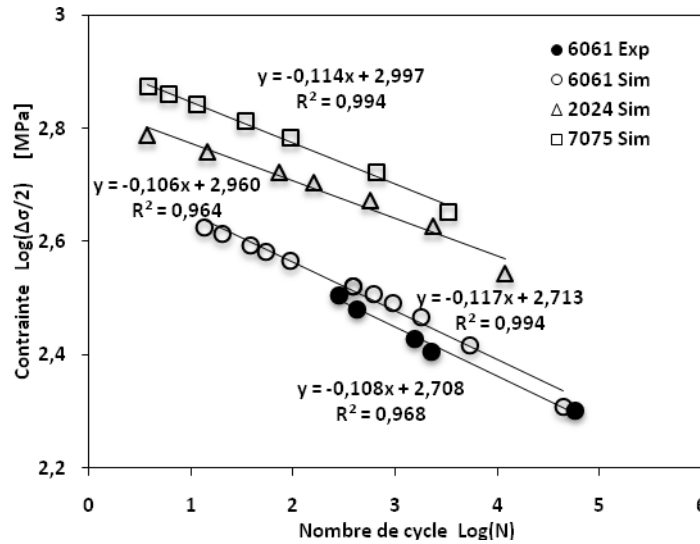


Figure II.7 Evolution des contraintes en fonction du nombre de cycles à rupture.

Les coefficients A et B de la relation (II. 1) pour ces alliages sont obtenus par une interpolation des droites de la figure II.7 et donnés par le tableau II.5.

Tableau II.5 Coefficients de la loi de Basquin.

Matériau	Simulation		Expérimentale		
	A	B	A	B	Réfs
6061-T6	-0,117	516,41	-0,108	510,5	(Brammer 2013)
			-0,128	505,9	(Ambriz & Jaramillo 2014)
2024-T3	-0,106	912,01	-0,112	983	(Fatemi et al. 2005)
			-0,182	947,54	(Cavaliere et al. 2006)
7075-T6	-0,114	993,11	-0,103	840	(Freed & Sandor 1983)
			-0,113	985	(Fatemi et al. 2005)
			-0,129	1110	(Freed & Sandor 1983)

Les valeurs de A sont comprises entre -0.05 et -0.12, ces valeurs sont comparables à ceux de la littérature pour ce type d'alliages.

Le comportement cyclique de ces alliages est obtenu en traçant le lieu des extremums des boucles hystérésis (Figure II.4 à II.6). Le diagramme contrainte-déformation est tracé en prenant après dépassement du seuil d'écoulement initial.

Les figures II.8 et II.9 représentent les courbes de consolidation cyclique des trois alliages comparées aux courbes de consolidation obtenues sous chargement monotone.

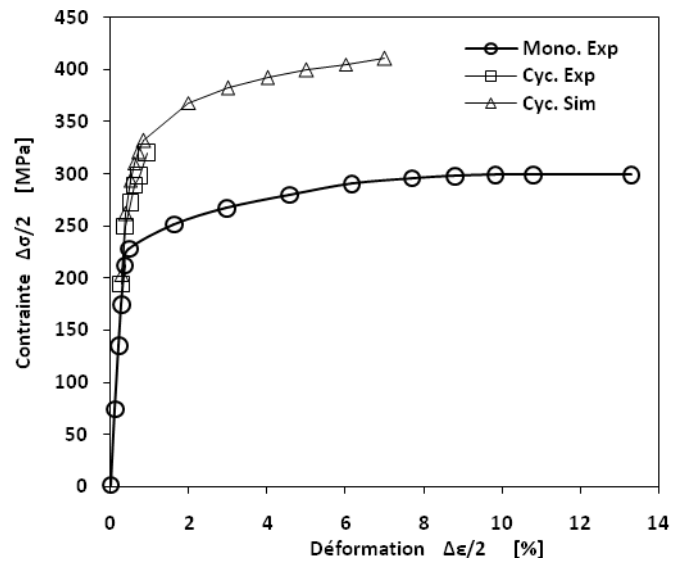


Figure II.8 Contrainte-déformation, chargement monotone et cyclique (6061-T6) comparé aux résultats expérimentaux (Brammer 2013)

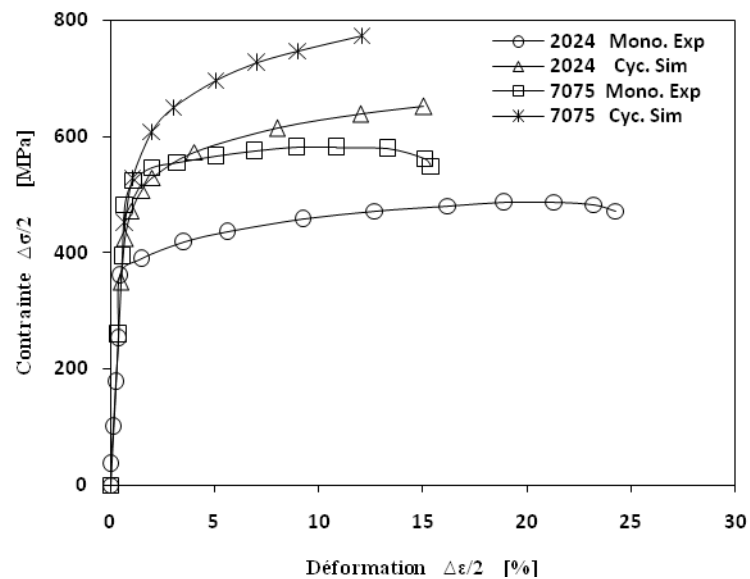


Figure II.9 Contrainte-déformation, chargements monotone et cyclique (2024-T3 et 7075-T6).

La variation de l'amplitude des contraintes en fonction des déformations plastiques sont représentées sur la figure II.10.

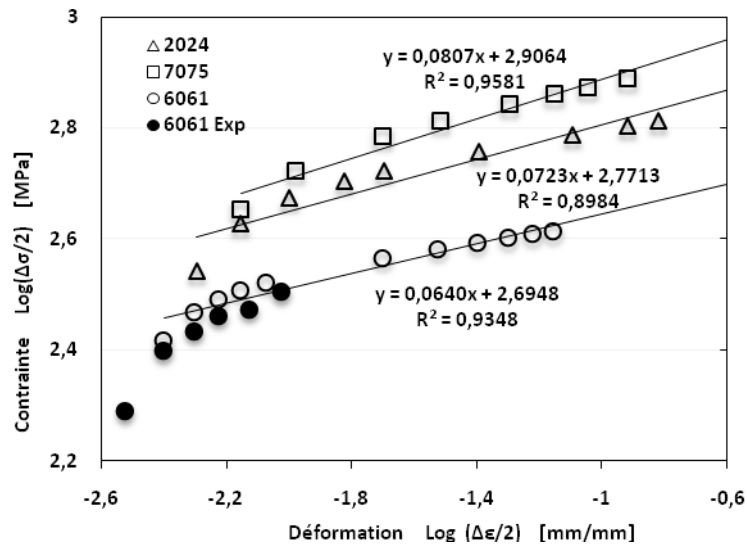


Figure II.10 Evolution contraintes-déformations plastiques.

La représentation de la variation des contraintes en fonction des déformations plastiques peut modéliser par la relation (II. 3) du type puissance :

$$\Delta\sigma / 2 = K'(\Delta\varepsilon / 2)^{n'} \quad (\text{II. 3})$$

$$\log(\Delta\sigma / 2) = n' \cdot \log(\Delta\varepsilon / 2) + \log(K') \quad (\text{II. 4})$$

Les paramètres d'érouissage n' et K' sont déterminés à partir d'une régression linéaire et donnés par le tableau II.6.

Tableau II.6 Paramètres d'érouissage cyclique

Matériau	Simulation		Expérimentale		
	n'	K'	n'	K'	Réfs
6061-T6	0.0640	495	0.073	502,8	(Brammer 2013)
2024-T3	0.072	590	0,065	605,2	(Karakas & Szusta 2016)
7075-T6	0.0807	806	0,062	790	(Colin 2010)

II.4.Conclusion

Ce chapitre a permis de simuler des essais de fatigue oligocyclique à déformation imposée et identifier l'érouissage cyclique de trois alliages d'aluminium, le 6061 T6, le 2024 T3 et le 7075 T6 pour lesquels les fonctions d'érouissage cyclique ont été établies à partir d'une simulation par un code de calcul ANSYS.

Les boucles hystérésis sont parfaitement symétriques et centrées sur le point de coordonnées (0,0) dans l'espace des contraintes et déformations confirmant ainsi l'absence d'une contrainte moyenne et d'une déformation moyenne, au cours de cette simulation.

Pour chaque alliage les boucles hystérésis augmentent lorsque la déformation plastique imposée augmente, ceci explique l'importante dissipation d'énergie de déformation plastique.

Les courbes d'érouissage cycliques passent au dessus des courbes de traction monotone.

Le durcissement important observé pour l'alliage 7075 s'explique par la proportion importante du magnésium comparativement aux autres alliages.

**Chapitre III : Modèles analytiques de
propagation de fissure de fatigue basés
sur les propriétés cyclique**

III.1.Introduction

Dans le développement des structures aéronautiques, les propriétés mécaniques, telles que les modules et les limites d'élasticité, l'écroutissage, la résistance à la fatigue, l'anisotropie en comportement, les limites d'endommagement, etc.), sont déterminantes. Afin d'atteindre ce développement dans les alliages d'aluminium où les pièces sont soumises à des chargements variables et conduisant généralement à différents phénomènes du comportement macroscopique, il nous est souvent imposé une étude et un suivi rigoureux de ces propriétés.

La compréhension de l'influence de l'écroutissage cyclique des matériaux sur la propagation d'une fissure de fatigue est nécessaire pour connaître l'évolution de la déformation plastique et en particulier l'état de déformation à la pointe de la fissure (taille de la zone plastique). Comme décrit dans le chapitre I, plusieurs modèles de propagation des fissures de fatigue ont été proposés montrant certaines limitations et facilités d'utilisations.

Le but principal de l'élaboration de ces modèles de propagation des fissures de fatigue est d'établir un moyen approprié afin de prévoir la durée de vie résiduelle en fatigue des structures. Cependant, le but d'un modèle scientifique, c'est qu'il doit être simple à appliquer avec une certaine signification physique cours de son processus de solution.

Dans ce chapitre, deux modèles de propagation de fissures de fatigue ont été proposés. Le premier modèle est basé sur les principes de la déformation plastique due au chargement cyclique en fond de fissure et le deuxième est basé sur les principes de la fatigue oligocyclique aux pointes d'une fissure en utilisant la loi de Basquin.

III.2.Modèle basé sur les propriétés élastiques (E, σ_e) et d'écroutissage (K', n')

Le modèle proposé relie la vitesse de fissuration à l'amplitude du facteur d'intensité de contraintes en tenant compte des paramètres d'écroutissage (K', n') ainsi que des propriétés élastiques du matériau (module de Young E et la limite élastique σ_e)

Nous avons considéré l'hypothèse de l'existence de la déformation plastique à la pointe d'une fissure de fatigue et la relation (I. 42) établie par Tomkins reliant la vitesse de fissuration à la déformation plastique et au rayon de la zone plastique cyclique.

L'amplitude du facteur d'intensité des contraintes est exprimée par la relation III-1 (Lal & Garg 1977):

$$\Delta K = (\Delta \varepsilon_p)^{n'} (\sqrt{\pi a}) K' (1 - a/w) \quad (\text{III. 1})$$

La taille de la zone plastique cyclique r_c est reliée à la limite élastique et à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes par la relation suivante:

$$r_c = \frac{1}{2\pi\sigma_e^2} (\Delta K)^2 \quad (\text{III. 2})$$

En remplaçant l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte Eq.(III. 1) dans la relation Eq.(III. 2), la taille de la zone plastique cyclique devient fonction de déformation plastique cyclique et des propriétés d'érouissage cyclique et est donnée par la relation :

$$r_c = \frac{a}{2} \left(\frac{K'(1-a/w)}{\sigma_e} \right)^2 (\Delta \varepsilon_p)^{2n'} \quad (\text{III. 3})$$

En remplaçant l'équation (III. 3) dans l'équation (I. 42), on obtient la relation (III. 4) qui représente l'évolution de la vitesse de fissuration en fonction des paramètres de l'érouissage cyclique (K' , n'), de la limite élastique (σ_e), des paramètres géométriques (a , w) et de la déformation plastique cyclique ($\Delta \varepsilon_p$), Cette relation s'exprime comme suit :

$$\frac{da}{dN} = \frac{a}{2} \left(\frac{K'(1-a/w)}{\sigma_e} \right)^2 (\Delta \varepsilon_p)^{2n'+1} \quad (\text{III. 4})$$

Dans cette relation, l'effet du facteur géométrique $f(a/w)$ n'est pas pris en compte dans le calcul de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte ΔK . La déformation plastique cyclique a été exprimée en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte par la relation (III. 5)(Radon 1982):

$$\Delta \varepsilon_p = \frac{2\sigma_e}{E} \left[\frac{\Delta K^2}{4\pi(1+n')\sigma_e^2 \cdot a} \right]^{1/1+n'} \quad (\text{III. 5})$$

En remplaçant la relation Eq.(III. 5) dans l'équation Eq.(III. 4) et on obtient une relation du type :

$$\frac{da}{dN} = \frac{(1-a/w)^2 (2^{n'} K')^2 \sigma_e^{(2n'^2-3n'-3)/1+n'}}{a^{n'/1+n'} \left((4\pi + 4\pi n')^{1/1+n'} E \right)^{2n'+1}} (\Delta K)^{\frac{4n'+2}{1+n'}} \quad (\text{III. 6})$$

Cette relation peut être exprimée sous la forme de la relation de Paris

$$\frac{da}{dN} = \beta C (\Delta K)^m \quad (\text{III. 7})$$

Où β , C et m sont des constantes exprimées par les relations suivantes :

$$\beta = \frac{(1-a/w)^2}{a^{n'/1+n'}} \quad (\text{III. 8})$$

$$C = \frac{(2^{n'} K')^2 \sigma_e^{(2n'^2 - 3n' - 3)/1+n'}}{\left((4\pi + 4\pi n')^{1/1+n'} E\right)^{2n'+1}} \quad (\text{III. 9})$$

$$m = \frac{4n' + 2}{1 + n'} \quad (\text{III. 10})$$

III.3. Modèle basé sur propriétés élastiques (E, σ_e) et l'exposant d'écrouissage (n')

En fond de fissure le matériau est déformé plastiquement, (Durán et al. 2004; Castro et al. 2009; Paul & Tarafder 2013; Vormwald 2015) ont supposé que la zone plastique à la pointe de la fissure se comporte comme de petites éprouvettes soumises à des essais de fatigue oligocyclique qui se rompent séquentiellement lorsque la fissure se propage (Figure III.1).

Le nombre de cycles est déterminé à partir de la loi de Basquin N_f^B :

$$N_f^B = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{2\varepsilon_f} \right)^{1/c'} (\Delta\varepsilon_p)^{1/c'} \quad (\text{III. 11})$$

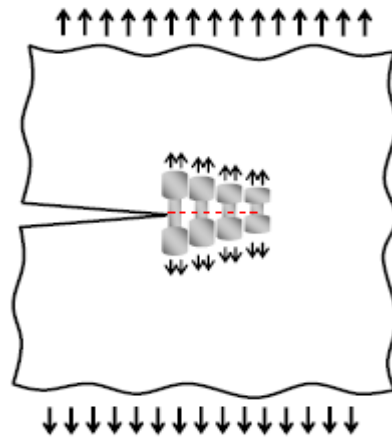


Figure III.1 Représentation schématique des petites éprouvettes de fatigue oligocyclique au fond d'une fissure de fatigue.

La loi de Paris est applicable uniquement pour le deuxième stade de fissuration. Le nombre de cycles à rupture N_f^P est déterminé par l'intégration de l'équation (I. 5) de Paris soit :

$$N_f^P = \int_{a_i}^{a_c} \frac{1}{C(\Delta K)^m} da \quad (\text{III. 12})$$

Après intégration, la relation (III.11) devient :

$$N_f^P = \frac{2.a^{1-m/2}}{C(\Delta\sigma^m)\pi^{m/2}(m-2)} \quad (\text{III. 13})$$

En se basant sur les hypothèses émises par (Pugno et al. 2006) qui considèrent qu'il y a égalité entre la durée de vie obtenue par la relation de Paris et celle déterminée par la loi de Basquin à partir de la courbe de Wöhler. Donc on a :

$$N_f^P = N_f^B \quad (\text{III. 14})$$

Où, N_f^P et N_f^B sont respectivement les durées de vie finales obtenues par les lois de Paris et de Basquin.

L'équation (III.14) nous permet d'écrire l'égalité entre les relations (III. 11) et (III. 13) :

$$\frac{1}{2} \left(\frac{1}{2\varepsilon_f'} \right)^{1/c'} (\Delta\varepsilon_p)^{1/c'} = \frac{2.a^{1-m/2}}{C(\Delta\sigma^m)\pi^{m/2}(m-2)} \quad (\text{III. 15})$$

De l'équation (III. 15), on tire l'expression de la déformation plastique cyclique est fonction des propriétés de la fatigue oligocyclique (ε_f', c') et des constantes de Paris (C, m) et cette expression est donnée par la relation :

$$\Delta\varepsilon_p = 2\varepsilon_f' \left[\frac{4.a^{1-m/2}}{C(\Delta\sigma^m)\pi^{m/2}(m-2)} \right]^{c'} \quad (\text{III. 16})$$

La déformation plastique peut être exprimée en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte et l'exposant de l'érouissage cyclique (n').

Les interprétations théoriques de l'équation de Paris fixent les limites de l'exposant $2 < m \leq 4$ (Peeker 1997).

(Glinka 1985) a exprimé l'exposant m en fonction du coefficient de ductilité (c') et de l'exposant d'érouissage (n') par :

$$c' = -2 / m(n'+1) \quad (\text{III. 17})$$

On sait que l'amplitude de la contrainte est reliée à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes par $\Delta\sigma^2 = \Delta K^2 / \pi a$.

L'équation (III. 16) peut être réécrite comme suit :

$$\Delta\varepsilon_p = 2\varepsilon_f' \left[\left(\frac{4a}{C(m-2)} \right)^{2/m} \cdot \Delta K^{-2} \right]^{(-1/1+n')} \quad (\text{III. 18})$$

En utilisant L'équation (III. 5) (Radon 1982), l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes est donné par la formule suivante :

$$\Delta K = \left(\frac{\Delta \varepsilon_p E}{2\sigma_e} \right)^{(1+n')/2} \frac{((1+n')\pi a)^{1/2}}{(2\sigma_e)^{-1}} \quad (\text{III. 19})$$

En introduisant l'équation (III. 18) dans la relation (III. 2), on obtient :

$$r_c = \frac{1}{2\pi\sigma_e^2} \left[\left(\frac{\Delta \varepsilon_p E}{2\sigma_e} \right)^{(1+n')/2} \frac{((1+n')\pi a)^{1/2}}{(2\sigma_e)^{-1}} \right]^2 \quad (\text{III. 20})$$

Le rayon de la zone plastique cyclique donné par l'équation (III. 2) peut être en fonction de l'amplitude de déformation plastique cyclique soit :

$$r_c = \left[\left(\frac{E}{2\sigma_e} \right)^{1+n'} \cdot 2a(1+n') \right] (\Delta \varepsilon_p)^{1+n'} \quad (\text{III. 21})$$

On a vu que la déformation plastique cyclique est donnée par la relation (III. 18). En introduisant l'équation (III. 18) dans relation (III. 21), l'expression du rayon de la zone plastique cyclique peut être exprimé en fonction des propriétés cycliques et de l'exposant de l'écroutissage cyclique (n') et il est donné par la relation suivante :

$$r_c = \left(\frac{\varepsilon_f' E}{\sigma_e} \right)^{1+n'} \cdot 2a(1+n') \left[\frac{C(m-2)}{4a} \right]^{2/m} \Delta K^2 \quad (\text{III. 22})$$

L'équation (I. 42) reliant la vitesse de fissuration à la déformation plastique et au rayon de la zone plastique cyclique. En substituant l'équation (III. 21) dans la relation (I. 42), on obtient une équation reliant la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction de la déformation plastique cyclique :

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{E}{2\sigma_e} \right)^{1+n'} 2a(1+n') (\Delta \varepsilon_p)^{2+n'} \quad (\text{III. 23})$$

Pour obtenir une équation reliant la vitesse de fissuration en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes, on substitue l'équation (III. 18) dans la relation (III. 23) ainsi on aura :

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{E}{\sigma_e} \right)^{1+n'} 2(1+n') (\varepsilon_f')^{n'+2} \left[\frac{(C(m-2))^{2n'+4}}{4^{2(n'+2)} a^{2(n'+2)-m(n'+1)}} \right]^{1/m(n'+1)} \Delta K^{\frac{2n'+4}{1+n'}} \quad (\text{III. 24})$$

Par analogie à la loi de Paris, cette équation peut être écrite sous forme :

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K)^B \quad (\text{III. 25})$$

Où A et B sont des constantes données par les équations (III.26 et 27) :

$$A = \left(\frac{E}{\sigma_e} \right)^{1+n'} 2(1+n') (\varepsilon_f')^{n'+2} \left[\frac{(C(m-2))^{2n'+4}}{4^{2n'+4} a^{2n'+4-mn'+m}} \right]^{1/m(n'+1)} \quad (\text{III. 26})$$

$$B = \frac{2n'+4}{n'+1} \quad (\text{III. 27})$$

III.3. Conclusion

Dans ce chapitre deux modèles analytiques reliant la vitesse de fissuration à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ont été développés. Ces modèles sont fonctions, en fonction des propriétés cycliques paramètres de l'érouissage cycliques (K' , n'), le module de Young E et la contrainte de limite élastiques σ_e . Ces modèles sont écrits sous la forme de la relation de Paris et ne sont valables que dans ce stade de la fissuration.

L'influence de la variabilité de ces paramètres sera étudiée dans le chapitre IV suivant.

Chapitre IV : Validation des modèles

IV.1.Introduction

La validation des modèles proposés nécessite une étude paramétrique (Annexe C) et une comparaison avec les résultats expérimentaux. Un programme sous MATLAB basé sur une interface graphique pour les calculs des durées de vie en fatigue a été élaboré.

Ce chapitre est organisé en deux parties, Pour chaque modèle, l'influence des différents paramètres tels que les paramètres de l'érouissage cyclique et les propriétés élastiques sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue, sera étudiée.

IV.2.Présentation du Programme de calcul

Une interface graphique sous Matlab est développée en vue d'une utilisation pratique des modèles pour la prédiction des durées de vie des structures mécaniques sollicitées en fatigue. Cette interface nous a permis d'étudier l'influence de la variation de chaque paramètre et des propriétés élastiques du matériau sur l'évolution du comportement en fatigue du matériau et aussi de choisir le modèle de propagation d'une fissure de fatigue utilisé. L'organigramme présenté sur la figure IV.1, donne la procédure adoptée pour le calcul. Le programme et la procédure de l'interface (copies écran) sont donnés dans l'annexe D.

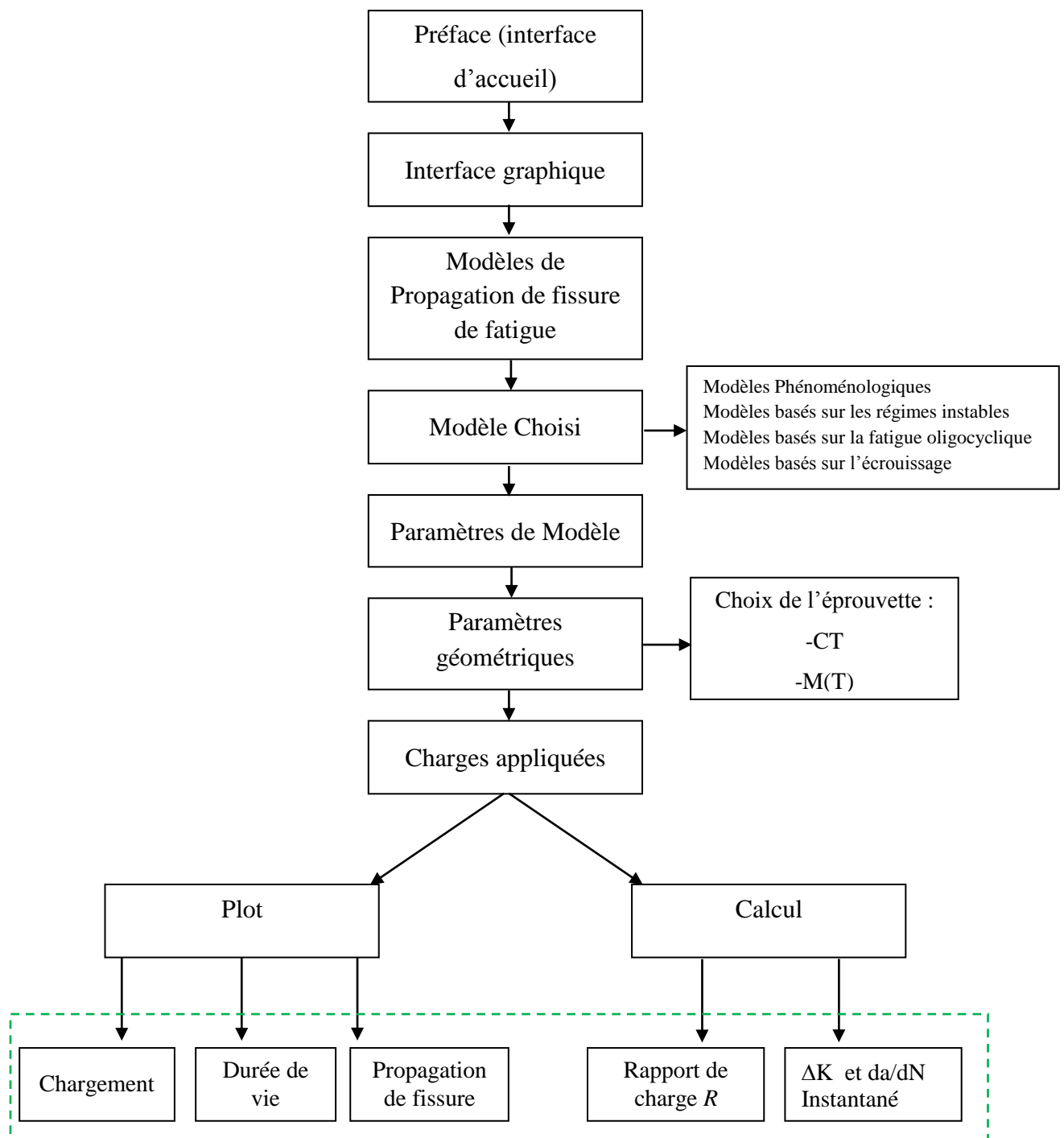


Figure IV.1 Représentation de l'organigramme de l'interface graphique.

IV.3. Modèle basé sur les propriétés élastiques et les paramètres d'écroissage

Dans cette partie de l'étude, nous allons étudier l'influence des différents paramètres de l'écroissage cyclique sur l'évolution de la vitesse de fissuration.

Nous avons déterminé un modèle (III. 6) reliant la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue aux paramètres d'écroissage cyclique (K', n') et les propriétés élastiques (E, σ_e).

Le tableau IV.1 donne les différents paramètres de deux alliages d'Aluminium (2024 T3 et 7075 T6). Ces paramètres ont été utilisés pour la validation du modèle développé. Les résultats obtenus ont été comparés à ceux obtenus expérimentalement par (Forth et al. 2005; Tzamtzis & Kermanidis 2014). Les essais ont été conduits selon la norme (ASTM E 647-00 2001) sur des éprouvettes de type fissure centré M(T) et compact tension C(T), respectivement, (voir la figure VI.2).

Tableau IV.1 Propriétés de mécanique cyclique des alliages étudiés

Alliages	E [GPa]	σ_e [MPa]	K' [MPa]	n'	Réfs
2024 T3	70.3	429	843	0.109	(Fatemi et al. 2005)
	73	320	427	0.065	(Mikheevskiy 2009)
	73.1	445	576	0.042	(Tzamtzis & Kermanidis 2016)
	72	460	590	0.040	(Castro 2009)
7075 T6	72.2	394	521	0.045	(Fatemi et al. 2005)
	71	466	864.1	0.0866	(Mikheevskiy 2009)
	71	517	913	0.090	(Castro 2009)
	70.6	540	790	0.062	(Colin 2010)
	71	469	977	0,106	(Saoudi 2008)
	71.7	468.85	737.81	0.056	(Noroozi et al. 2008)
	71	469	781	0.088	(Shi et al. 2013)

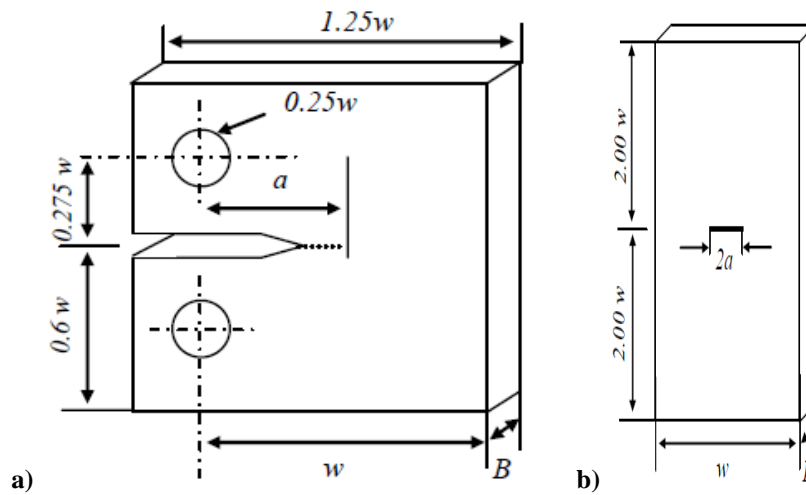


Figure IV.2 Schéma des éprouvettes, a) C(T), b) M(T).

Les amplitudes de facteurs d'intensité de contraintes (ΔK) ont été calculées à partir des relations suivant pour les deux éprouvettes étudiées :

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B} \sqrt{\frac{\pi a}{2w} \sec \frac{\pi a}{2}} \quad \text{avec } \alpha = (2a/w) \quad \text{Pour M(T) (Forth et al. 2005)} \quad (\text{IV. 1})$$

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B} \sqrt{\pi a} f(\alpha') \quad \text{avec } \alpha' = (a/w) \quad \text{Pour C(T) (Ould Chikh et al. 2008)} \quad (\text{IV. 2})$$

$$f(\alpha') = \frac{2 + \alpha'}{(1 - \alpha')^{3/2}} \left[0.886 + 4.64(\alpha') - 13.32(\alpha')^2 + 14.72(\alpha')^3 - 5.6(\alpha')^4 \right] \quad (\text{IV. 3})$$

Où B et w sont la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette, respectivement, l'amplitude de charge mécanique est donnée par $\Delta P = (P_{\max} - P_{\min})$.

Le tableau VI.2 donne les paramètres géométriques et les charges appliquées pour les deux éprouvettes.

Tableau IV.2 Conditions expérimentales obtenues pour les éprouvettes de tests

alliage	B[mm]	w[mm]	P_{\max} [N]	P_{\min} [N]	Eprouvette	Réfs
2024 T3	3.2	60.00	2700.0	270.00	C(T)	(Tzamtzis & Kermanidis 2014)
7075 T6	3.18	102.03	1902.0	190.20	M(T)	(Forth et al. 2005)

Nous nous intéressons à la compréhension de l'influence des différentes propriétés du matériau telles que le module d'Young E , la limite d'élasticité σ_e et les paramètres d'écrouissage cyclique (K' et n') sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue.

Les figures VI.4, 5, 6 et 7 montrent que l'évolution de la vitesse de fissuration d'une fissure de fatigue (da/dN) en fonction de l'amplitude du facteur d'intensité de contrainte (ΔK) calculée par l'équation (III. 6) et comparée à ceux obtenus expérimentalement par (Forth et al. 2005; Tzamtzis & Kermanidis 2014) pour les alliages étudiés 7075-T6 et 2024-T3.

Nous remarquons que les résultats obtenus par ce modèle sont en bonne corrélation avec les résultats expérimentaux (Forth et al. 2005; Tzamtzis & Kermanidis 2014) dans le domaine de Paris. L'approche proposée tient compte de l'influence de la variabilité des différentes propriétés du matériau et paramètres d'écrouissage.

Le facteur β de la relation (III. 8) dépend non seulement de la taille de la fissure mais aussi de l'exposant de l'écrouissage cyclique (n'). La figure VI.3 montre la variation du facteur β en fonction de l'évolution de la fissure pour différentes valeurs de l'exposant d'écrouissage (n'). Le facteur β est d'autant élevé pour les valeurs importantes de l'exposant de l'écrouissage cyclique (n') et diminue avec l'augmentation de la taille de la fissure pour atteindre une valeur comprise entre 1,3 et 1,1 au-delà d'une taille de la fissure égale à 0,03 m et ce pour des valeurs de l'exposant de l'écrouissage cyclique inférieures à 0,05. Pour des valeurs de l'exposant de l'écrouissage cyclique (n') supérieures à 0,050 le facteur β prend des valeurs importantes comprises de 1,7 à 1,2. Ce résultat montre que la vitesse de fissuration augmente quand l'exposant de l'écrouissage cyclique (n') diminue. Les résultats

obtenus sont en bon accord avec les résultats obtenus par le modèle de Paris dans les mêmes conditions (voir les figures VI.4, 5, 6 et 7).

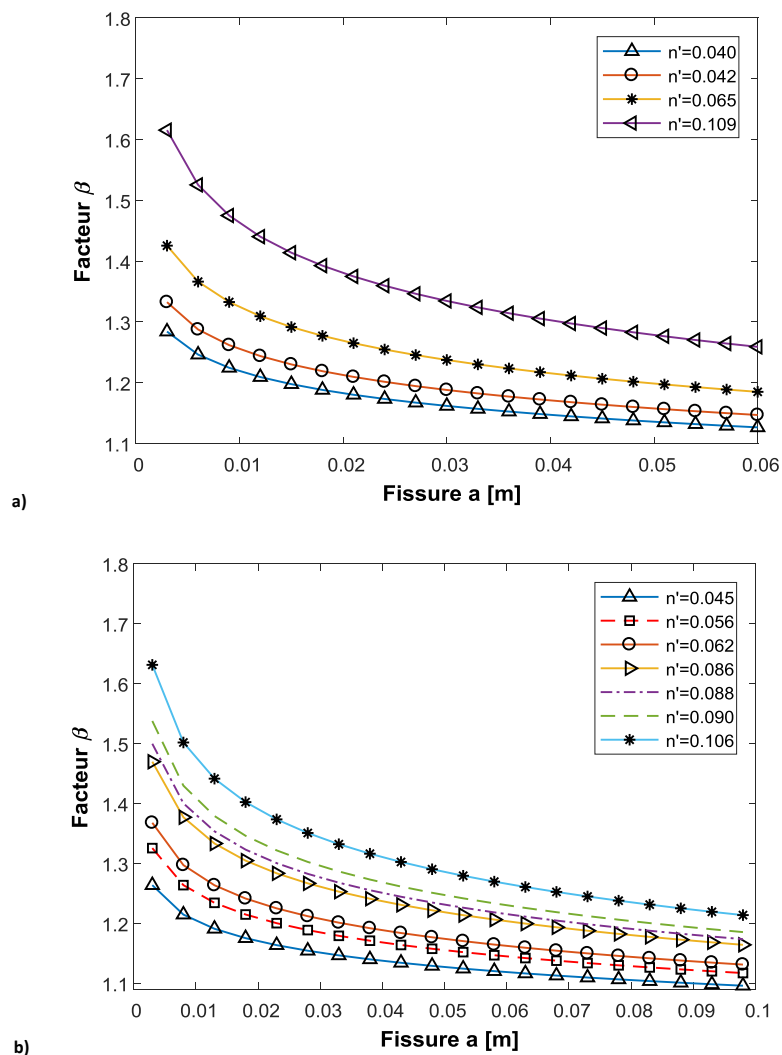


Figure IV.3 Variation du facteur β en fonction de la taille de la fissure pour différentes valeurs de l'exposant de l'écrouissage cyclique n' : a) 2024 T3, b) 7075 T6.

IV.3.1. Influence du coefficient de l'écrouissage cyclique

Les figures IV.4-a et 4-b montrent l'influence du coefficient de l'écrouissage cyclique K' sur l'évolution de la propagation des fissures de fatigue en fonction de facteur d'intensité de contrainte (ΔK) comparés aux résultats expérimentaux (Forth et al. 2005; Tzamtzis & Kermanidis 2014) pour les alliages 7075-T6 et 2024-T3. L'augmentation du coefficient de l'écrouissage cyclique entraîne une augmentation de la vitesse de propagation des fissures de fatigue. Ce phénomène a été observé par plusieurs auteurs (Shi et al. 2013; Paul & Tarafder 2013; Tzamtzis & Kermanidis 2014; Tzamtzis & Kermanidis 2016; Jingjie et al. 2014)

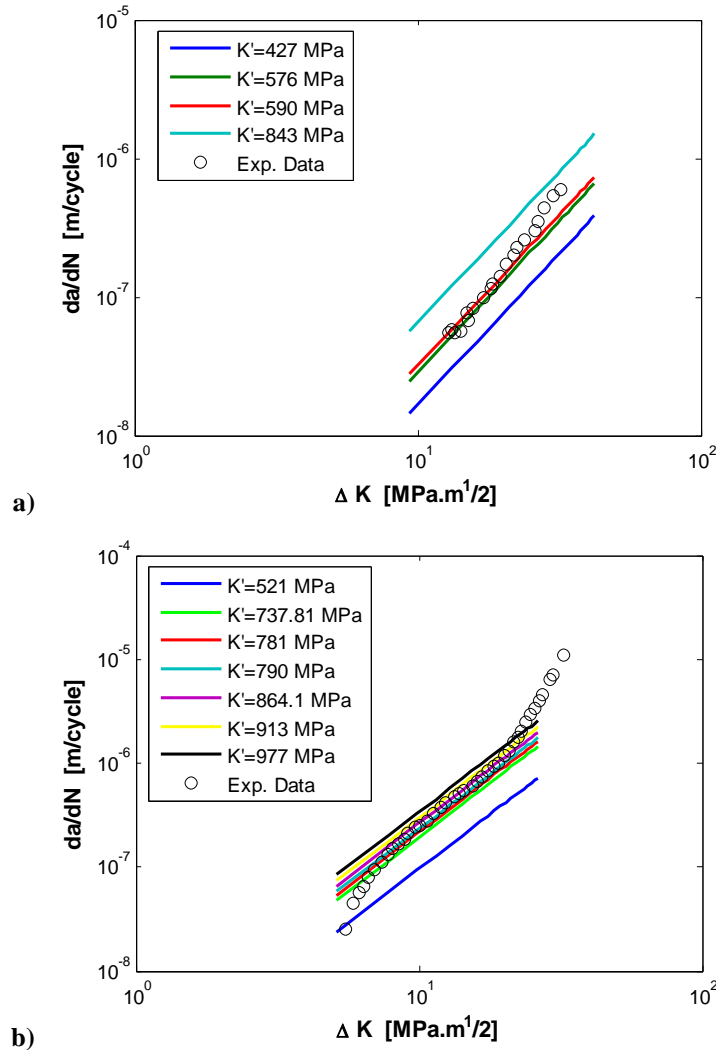


Figure IV.4 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de coefficient de l'érouissage cyclique K' , a) 2024 T3, b) 7075 T6.

IV.3.2. Influence de l'exposant de l'érouissage cyclique

Au cours d'un cycle de fatigue les contraintes élevées proches de la pointe de fissure sont très peu peuvent dépasser la limite élastique du matériau et induire un petit volume de déformation plastique, appelé zone plastique en pointe de fissure. La taille de cette zone plastique dépend de nombreux paramètres tels que l'exposant de l'érouissage, l'état de contraintes, le mode de rupture, etc. d'où une modification du comportement du matériau.

Des essais menés par (Forth et al. 2005; Tzamtzis & Kermanidis 2014) sur des alliages d'aluminium (2024-T3 et 7075-T6) avec différents niveaux d'érouissage ont montré que l'évolution de la vitesse de fissuration est fortement influencée par la variation de l'exposant de l'érouissage.

Les figures IV.5-a et 5-b montrent l'évolution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction de facteur d'intensité de contrainte pour différentes valeurs de l'exposant d'érouissage cyclique. Les résultats montrent que l'augmentation de l'exposant d'érouissage cyclique entraîne une diminution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue. L'effet de l'érouissage cyclique peut être attribué à la formation d'une déformation plastique importante à la pointe de la fissure régissant l'évolution de la propagation de fissure (Paul & Tarafder 2013; Tzamtzis & Kermanidis 2016; Tzamtzis & Kermanidis 2014; Shi et al. 2013; Jingjie et al. 2014).

Pour une amplitude du facteur d'intensité de contrainte $\Delta K = 13 \text{MPa.m}^{1/2}$, la vitesse de fissuration passe de $12,9\text{E-}7$ m/cycle pour une valeur de l'exposant de l'érouissage cyclique égale à 0,045 à $3,09\text{E-}7$ m/cycle pour une valeur de l'exposant d'érouissage cyclique égale à 0,106 soit un rapport de 4 entre les vitesses de fissuration pour un alliage d'aluminium 7075. La même tendance est observée pour l'alliage d'aluminium 2024 T3, où la vitesse de propagation diminue de $1.66\text{E-}7$ m/cycle à $0.42\text{E-}7$ m/cycle soit un rapport de 4. Ces résultats montrent que l'influence de la variation de l'exposant de l'érouissage cyclique est significative et que l'augmentation de cet exposant entraîne une diminution de la vitesse de propagation.

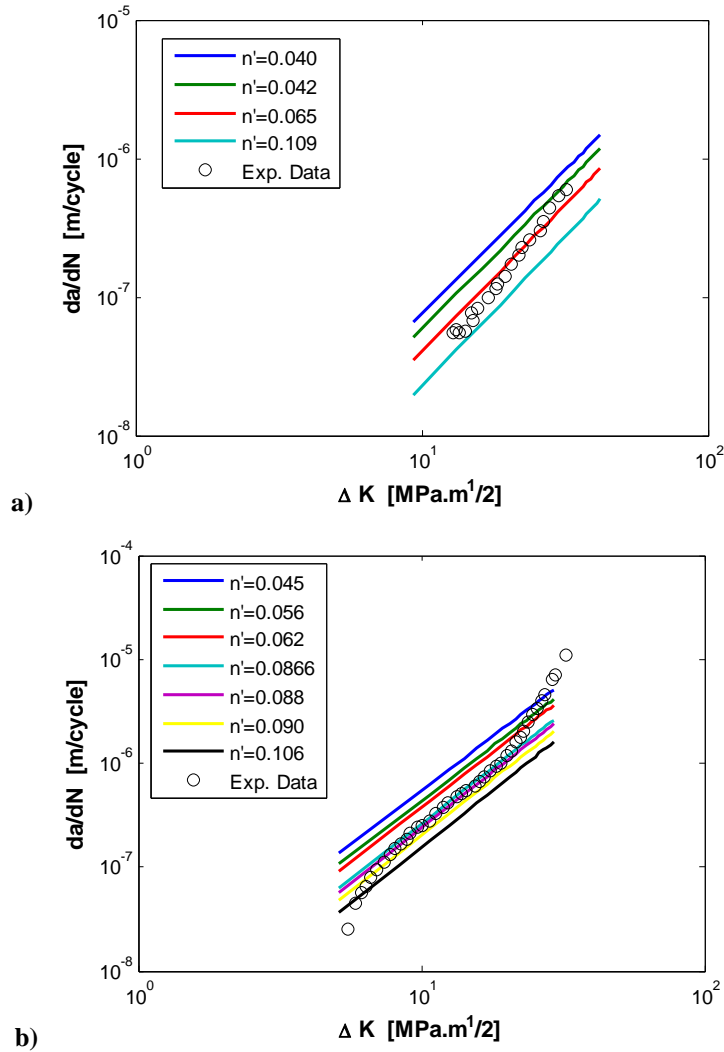


Figure IV.5 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de l'exposant de l'érouissage cyclique n' , a) 2024 T3, b) 7075 T6.

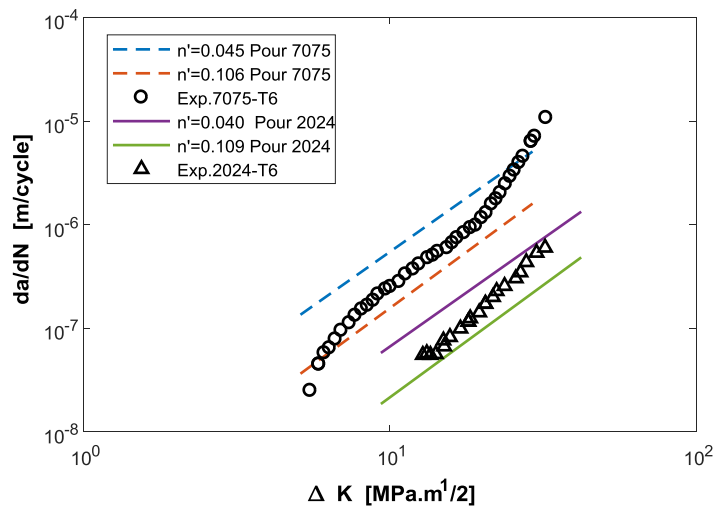


Figure IV.6 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , pour les deux alliages 2024 T3 et 7075 T6.

Sur la figure IV.6 nous avons reporté l'évolution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction de facteur d'intensité de contrainte pour différentes valeurs de l'exposant d'érouissage cyclique pour deux alliages d'aluminium 2024 T et le 7075, nous remarquons que pour une même valeur de l'exposant d'érouissage les vitesses de fissuration obtenus pour l'alliage 7075 sont plus importantes que celles obtenues pour l'alliage 2024. La limite élastique de l'alliage 7075 est supérieure à celle de l'alliage 2024, ainsi que les propriétés de mécanique du matériau telle que la ténacité, la résistance à la fatigue etc. et les paramètres géométriques (épaisseur et longueur de l'éprouvette) jouent un rôle important sur l'évolution de la vitesse de fissuration.

IV.3.3. Influence de la limite élastique

Les figures IV.7-a et 7-b montrent l'évolution de la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de facteur d'intensité de contrainte pour différentes valeurs de la limite élastique. Les résultats obtenus montrent que lorsque la limite élastique augmente, la vitesse de fissuration diminue. L'existence d'une bande de dispersion due à la variation de la limite élastique montre que celle-ci influe sur le comportement du matériau. Les résultats obtenus sont très proches des résultats expérimentaux (Pao et al. 2005; Jingjie et al. 2014; Khelil et al. 2013; Tzamtzis & Kermanidis 2016; Chakraborty 1979).

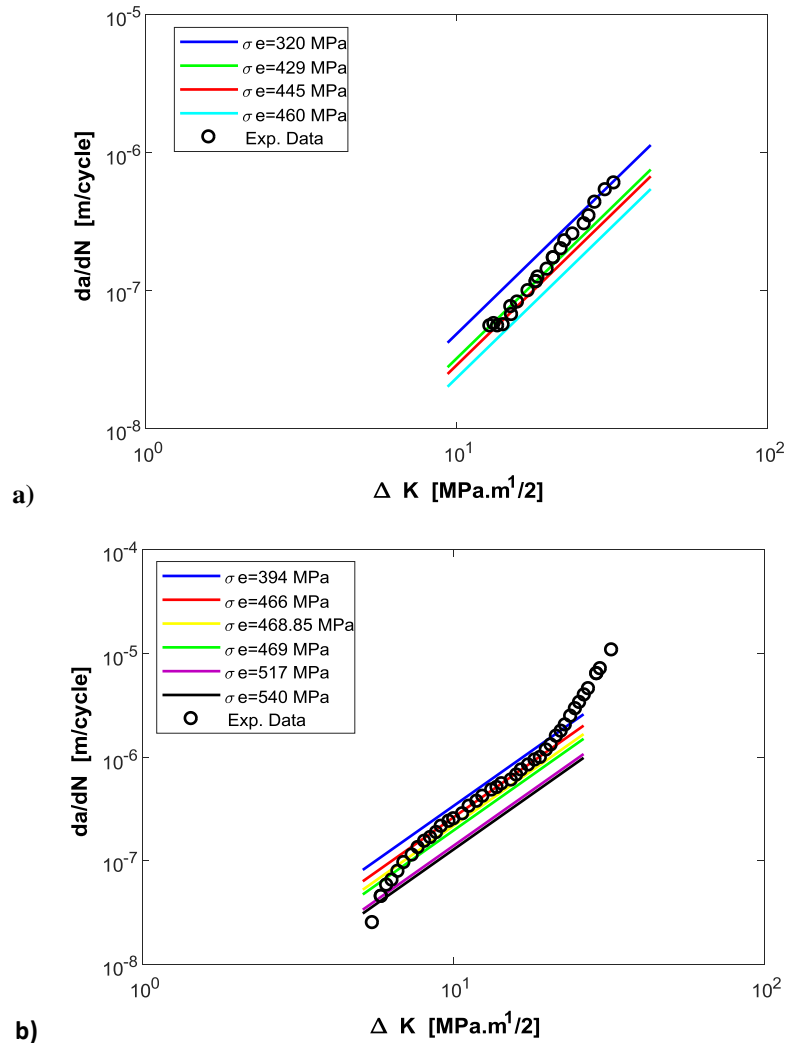


Figure IV.7 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de limite élastique σ_e , a) 2024 T3, b) 7075 T6.

IV.3.4. Influence du module de Young

La vitesse de propagation des fissures de fatigue pour les alliages d'aluminium sont beaucoup plus rapides que ceux de l'acier pour un facteur d'intensité constante ΔK donné (Ould Chikh et al. 2008; Forth et al. 2005; Chen et al. 2001; Jingjie et al. 2014; Khelil et al. 2013; Wasé & Heier 1998; Wang 1997). Les figures IV.8-a et 8-b montrent l'évolution de la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de facteur d'intensité de contrainte pour différentes valeurs du module de Young comparée aux résultats expérimentaux (Forth et al. 2005; Tzamtzis & Kermanidis 2014) respectivement pour des alliages 7075 T6 et 2024 T3. Ces résultats montrent que l'évolution de la vitesse de propagation n'est pas affectée par la variation du module de Young, ce résultat est en bon accord avec des résultats obtenus par (Jingjie et al. 2014; Khelil et al. 2013; Chakraborty 1979; Wang 1997). Par contre dans le

régime des faibles vitesses de fissuration près du seuil , certains auteurs (Wasé & Heier 1998; Groh et al. 2008) ont constaté que l'influence du module d'élasticité est très importante.

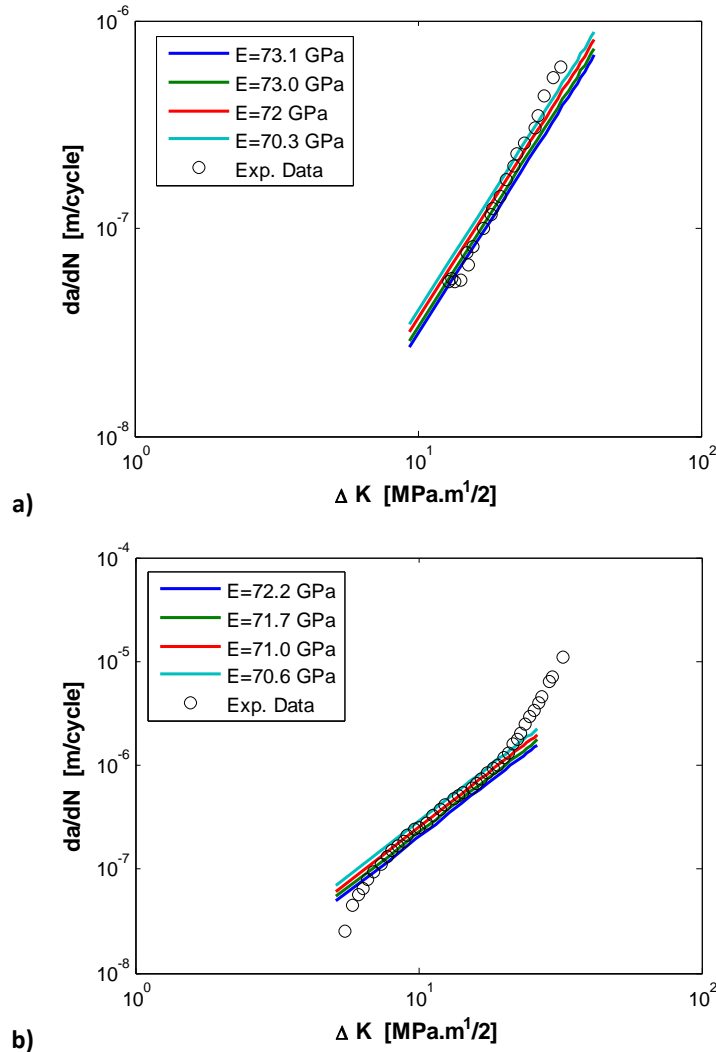


Figure IV.8 Evolution de propagation d'une fissure de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de module de Young, a) 2024 T3, b) 7075 T6.

IV.3.5. Influence de la variabilité des paramètres sur les constantes C et m de la loi de Paris

La figure IV.9 montre la variation de la constante de la loi de Paris C en fonction du coefficient de l'érouissage cyclique K' pour des alliages d'Aluminium 2024 et 7075, on remarque que la constante C varie en fonction du coefficient d'érouissage cyclique K' . Les figures IV.10 et IV.11 montrent l'évolution de la constante C en fonction de la limite élastique et du module de Young. On constate que l'augmentation de la limite élastique entraîne une diminution de la constante C pour les deux matériaux étudiés. (Ndiaye et al. 2006; Ould Chikh et al. 2008; Ould Chikh et al. 2007; Wang 1997) ont montré que

l'exposant m de la loi de Paris diminue lorsque la limite élastique augmente et que la variabilité de ces paramètres a une incidence sur la prévision des durées de vie. Ces résultats montrent que l'évaluation des paramètres C et m de la loi de Paris ont une grande influence sur la prédiction des durées de vie.

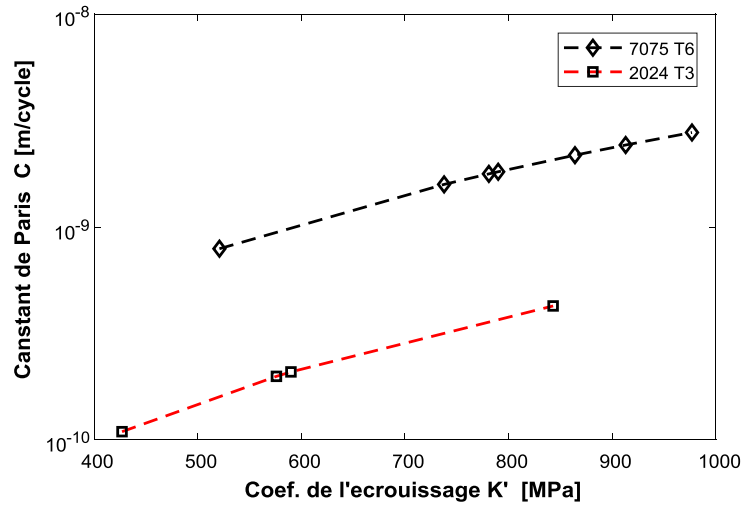


Figure IV.9 Variation de la constante C de la loi de Paris en fonction du coefficient de l'érouissage cyclique K' pour des alliages d'Aluminium 2024 et 7075

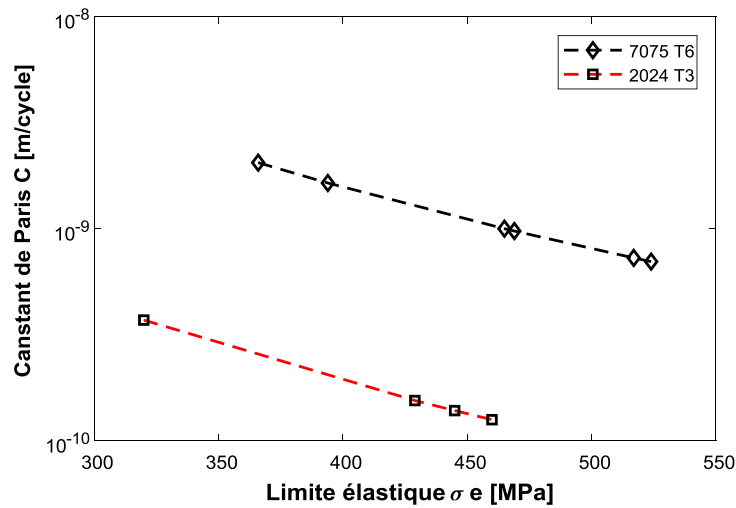


Figure IV.10 Evolution de la constante C de la loi de Paris en fonction de la limite élastique σ_e

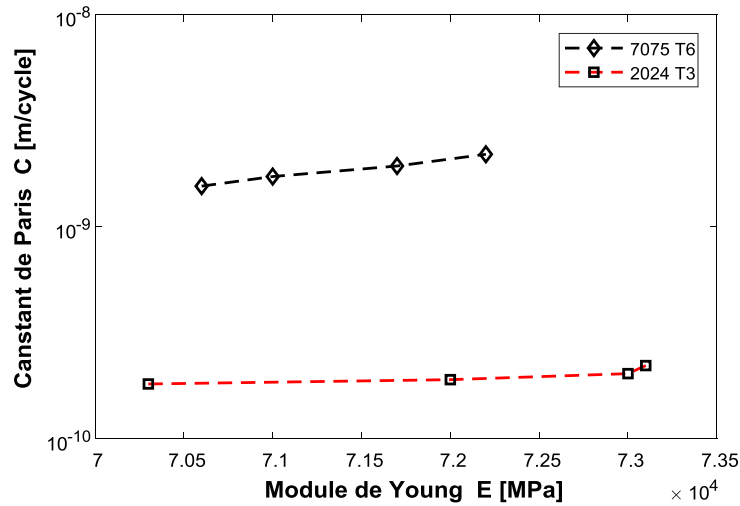


Figure IV.11 Evolution de la constante C de la loi de Paris en fonction du module de Young E.

Dans le tableau IV.3, on a reporté les valeurs des constantes C et m obtenus par le présent modèle pour différentes valeurs des paramètres étudiés (K' , n' , σ_e , E) comparés aux valeurs obtenues par (Tzamtzis & Kermanidis 2014; Xiang et al. 2010) pour l’alliage d’aluminium 2024 et par (Forth et al. 2005; Mann 2007) pour l’alliage 7075. Ces résultats montrent que la variation des paramètres d’écrouissage et les propriétés élastiques des matériaux ont une forte influence sur les constantes C et m de Paris, par conséquent une influence sur la vitesse de propagation.

Tableau IV.3 Valeurs des constantes C et m de la loi de Paris

Alliages	Valeurs analytiques				Valeurs expérimentales			
	n'	C [m/cycle]	m	R	C [m/cycle]	m	R	Réf
2024 T3	0.040	6.2815E-10	2.0769	0.1	7.5100E-10	2.01	0.1	(Tzamtzis & Kermanidis 2014)
	0.042	5.9242E-10	2.0806					
	0.065	3.0259E-10	2.1221					
	0.109	8.4245E-11	2.1966					
7075 T6	0.045	4.1364E-09	2.0861	0.1	1.5739E-09	2.19	0.1	(Forth et al. 2005)
	0.056	3.0011E-09	2.1061					
	0.062	2.5199E-09	2.1168					
	0.086	1.2328E-09	2.1594					
	0.088	1.1837E-09	2.1618					
	0.090	1.1170E-09	2.1651					
	0.106	7.0248E-10	2.1917					

IV.4. Modèle basé sur propriétés élastiques et l'exposant d'érouissage

Ce modèle concerne la propagation des fissures de fatigue en fonction des propriétés élastiques (E , σ_e) du matériau et l'exposant de l'érouissage cyclique (n').

La validation de ce modèle a été faite à partir des travaux de (Wang 1997; Ould Chikh et al. 2008) sur l'acier 12NC6 présentant trois états d'érouissage (Mat 1, Mat 2 et Mat 3). Les paramètres d'érouissage et les propriétés mécaniques sont donnés sur le tableau IV.4. L'influence de la variation des propriétés élastiques (E , σ_e) et de l'exposant d'érouissage cyclique (n') sur la propagation des fissures de fatigue est étudiée.

Tableau IV.4 Propriétés mécaniques de l'acier 12NC6.

Matériau	E [GPa]	σ_e [MPa]	n'	C	m	ε_f'	Réfs
Mat 1	222	830	0.034	5.13e-9	3.05	0.20	(Wang 1997; Ould Chikh et al. 2008)
Mat 2	187	480	0.130	3.98e-9	2.98	0.22	
Mat 3	177	270	0.233	2.01e-9	2.80	0.23	

Les essais ont été réalisés selon la norme (ASTM E 647-00 2001). Les dimensions des éprouvettes et les charges appliquées sont données dans le tableau IV.5, en respectant le travaux de (Ould Chikh et al. 2008).

Tableau IV.5 Condition expérimentales de l'acier 12NC6

B [mm]	w [mm]	Fréquence [Hz]	P_{\max} [KN]	P_{\min} [KN]	Réfs
15	80	30	10	1	(Wang 1997; Ould Chikh et al. 2008)

IV.4.1. Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction du facteur d'intensité des contraintes

Nous avons vu que dans l'équation (III. 22) la taille de la zone plastique cyclique est exprimée en fonction des propriétés de matériau, la figure IV.12 montre l'évolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de l'amplitude de facteur d'intensité ΔK . Les résultats obtenus sont en bonne accord avec les résultats expérimentaux (Wang 1997; Ould Chikh et al. 2008) Ces résultats montrent que la taille de la zone plastique varie linéairement avec l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes.

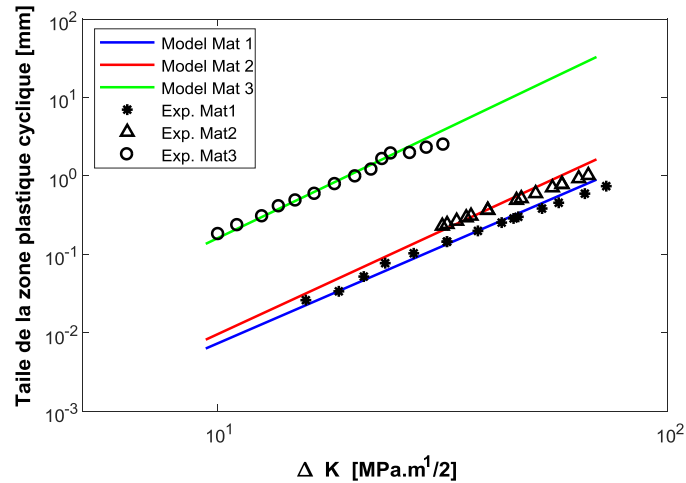


Figure IV.12 Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de ΔK

IV.4.2. Evolution de la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue en fonction du facteur d'intensité des contraintes

Le modèle proposé par la relation (III. 24) relie la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction des propriétés élastiques (E , σ_e), l'exposant de l'écroutissage cyclique (n') et les coefficients de la loi de Paris (C , m).

L'évolution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte ΔK est donnée par la figure IV.13 comparés aux résultats expérimentaux (Wang 1997; Ould Chikh et al. 2008).

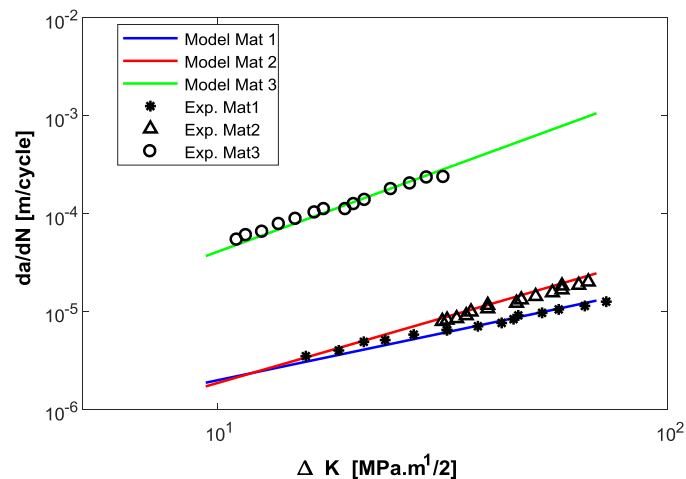


Figure IV.13 Evolution de propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK

Le modèle proposée prend en compte les effets de la variation des propriétés élastiques (résistance à la traction σ_e , module d'Young E) et l'écroutissage cyclique (n') sur l'évolution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue.

IV.4.3. Influence des propriétés élastiques et de l'exposant d'écroutissage sur l'évolution de la zone plastique cyclique

La figure IV.14 montre l'influence de la variation de la limite élastique (σ_e) sur l'évolution de la taille de la zone plastique en fonction du facteur d'intensité de contrainte (ΔK). Les résultats obtenus montrent que la limite élastique (σ_e) influe fortement sur la taille de la zone plastique. L'augmentation de la limite élastique entraîne une diminution de la taille de la zone plastique. Ce comportement a été observé par plusieurs (Ould Chikh et al. 2008; Lal & Garg 1977; Paul & Tarafder 2013; Jingjie et al. 2014; Tien-Dung 2013; Wang 1997).

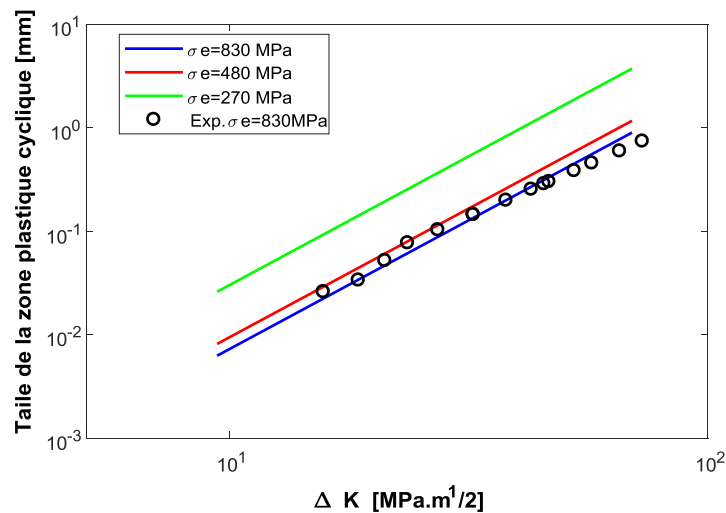


Figure IV.14 Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de ΔK , avec la variabilité de limite élastique

La figure IV.15 montre l'évolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction du facteur d'intensité de contrainte pour différentes valeurs du module Young ($E = 222$; $E=187$; $E=177$ GPa). La variation du module Young n'a pas d'effet sur l'évolution de la taille de la zone plastique, ce résultat a été confirmé expérimentalement par (Chang 1999; Lin & Chen 2008; Chakraborty 1979; Wasé & Heier 1998; Wang 1997).

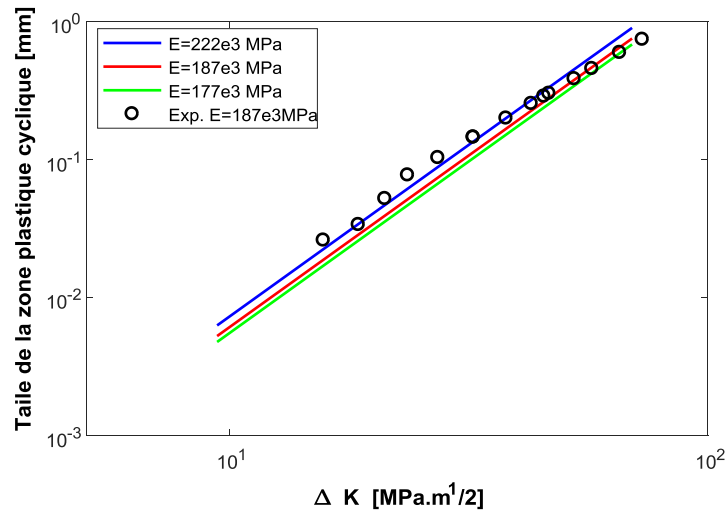


Figure IV.15 Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de ΔK , avec la variabilité de Module de Young

La figure IV.16 montre l'évolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de l'amplitude de facteur d'intensité de contrainte pour différentes valeurs de l'exposant de l'érouissage cyclique. L'augmentation de l'exposant de l'érouissage cyclique (n') conduit à une taille de la zone plastique cyclique très importante (Hama et al. 2014; Ould Chikh et al. 2008; Chakraborty 1979; Wang 1997). En effet un érouissage important conduit à une absorption de l'énergie et un retard de la propagation due à l'importance de la taille de la zone plastique.

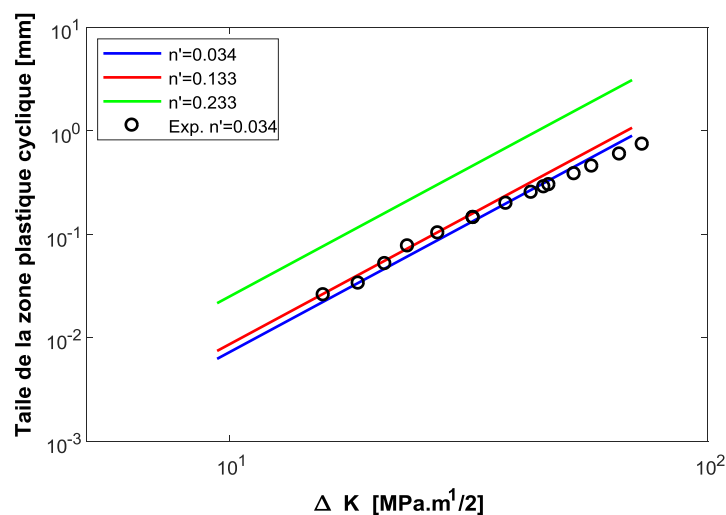


Figure IV.16 Evolution de la taille de la zone plastique cyclique en fonction de ΔK , avec la variabilité de l'exposant de l'érouissage cyclique

IV.4.4. Influence des propriétés élastiques et l'exposant d'érouissage sur la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue

La figure IV.17 montre l'évolution de la vitesse de propagation d'une fissure en fonction du facteur d'intensité de contrainte pour trois valeurs différentes de la limite élastique (σ_e). La variation de la limite élastique montre qu'il y a une translation des courbes de la vitesse de fissuration vers la gauche se traduisant par une augmentation des vitesses de propagation des fissures de fatigue lorsque la limite élastique diminue, ces résultats sont en bon accord avec ceux obtenus par (Hama et al. 2014; Ould Chikh et al. 2008; Chakraborty 1979; Wang 1997).

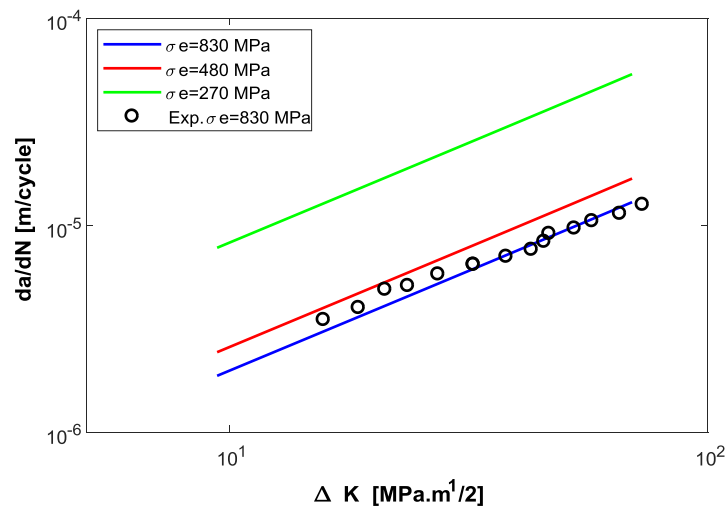


Figure IV.17 Evolution de propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de limite élastique

Plusieurs travaux menés sur des aciers et des alliages ont montré que les vitesses de fissuration des fissures de fatigue des alliages d'aluminium sont beaucoup plus importantes que celles observées sur les aciers (Hama et al. 2014; Ould Chikh et al. 2008; Wasé & Heier 1998; Chakraborty 1979). Cependant la variation du module de Young n'a pas d'effet sur le comportement du matériau. La figure IV:18 représente la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue en fonction du facteur d'intensité de contrainte pour différentes valeurs du module de Young. Les résultats obtenus montrent que le module de Young influe très peu sur la vitesse de fissuration.

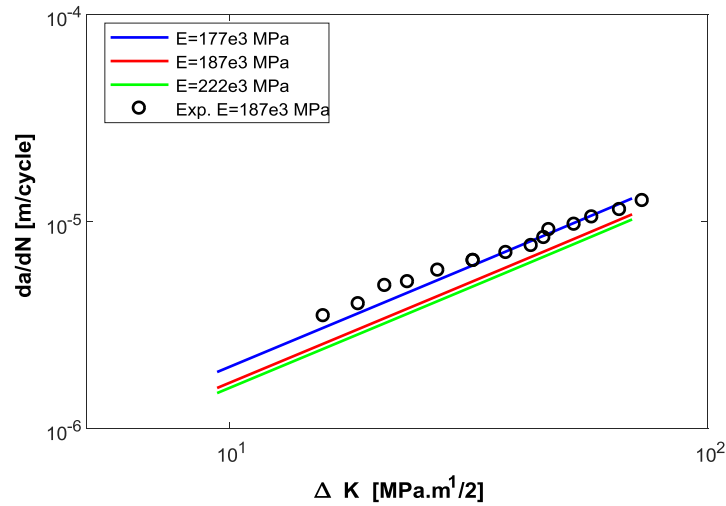


Figure IV.18 Evolution de propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de Module Young

La figure IV.19 montre l'évolution de la vitesse de propagation d'une fissure en fonction du facteur d'intensité de contrainte pour trois valeurs de l'exposant de l'érouissage cyclique. L'augmentation de l'exposant de l'érouissage cyclique (n') entraîne une diminution de la vitesse de propagation des fissures de fatigue. L'écart des vitesses est d'autant important lorsque l'exposant de l'érouissage cyclique (n') est important.

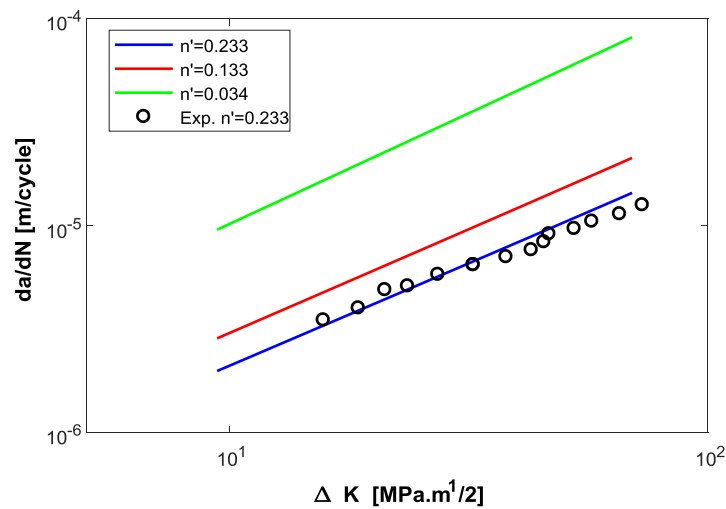


Figure IV.19 Evolution de propagation des fissures de fatigue en fonction de ΔK , variabilité de l'exposant de l'érouissage cyclique

IV.5. Conclusion

- Les modèles développés tiennent compte des propriétés élastiques des matériaux et des paramètres de l'érouissage cyclique
- L'influence de la variabilité des propriétés élastiques (E , σ_e) et des paramètres d'érouissage cyclique (K' , n') sur l'évolution de la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue a été étudiée. Les résultats obtenus sont en bon accord avec les données expérimentales dans le régime de Paris.
- L'augmentation du coefficient d'érouissage cyclique K' entraîne une augmentation de la vitesse de propagation, par contre l'augmentation de l'exposant de l'érouissage cyclique mène vers une diminution de la vitesse due à l'augmentation de la taille de la zone plastique en tête de fissure conduisant à un retard dans la propagation des fissures.
- La variation du module de Young n'a pas d'effet sur l'évolution de la vitesse, tandis que la variation de la limite élastique influe fortement sur l'évolution de la propagation. Les constantes (C , m) de la loi de Paris dépendent fortement de l'exposant de l'érouissage cyclique.
- La taille de la zone plastique dépend fortement du coefficient d'érouissage cyclique.

Conclusion générale

Cette étude a été conduite en vue d'analyser les effets de l'érouissage des matériaux sur la propagation des fissures de fatigue.

Une revue des différents modèles de propagation des fissures a été faite, cette analyse nous a permis de faire une étude paramétrique à partir d'essais effectués par plusieurs chercheurs et d'analyser la variabilité des différents paramètres régissant ces modèles.

La simulation des essais de fatigue oligocyclique à déformation imposée a permis l'identification des paramètres d'érouissage cyclique de trois alliages d'aluminium, le 6061 T6, le 2024 T3 et le 7075 T6 pour lesquels les fonctions d'érouissage cyclique ont été établies à partir d'une simulation par un code de calcul ANSYS.

Le durcissement important observé pour l'alliage 7075 s'explique par la proportion importante du magnésium comparativement aux autres alliages.

Deux modèles analytiques reliant la vitesse de fissuration à l'amplitude du facteur d'intensité des contraintes ont été développés. Ces modèles sont fonctions en fonction des propriétés élastiques (E, σ_e) et de l'érouissage cycliques (K', n'). Ces modèles sont écrits sous la forme de la relation de Paris et ne sont valables que dans ce stade de la fissuration.

La validation de ces modèles nous a permis d'étudier :

- 1- L'influence de la variabilité des propriétés élastiques (E, σ_e) et des paramètres d'érouissage cyclique (K', n') sur l'évolution de la vitesse de propagation d'une fissure de fatigue a été étudiée. Les résultats obtenus sont en bon accord avec les données expérimentales dans le régime de Paris.
- 2- L'augmentation du coefficient d'érouissage cyclique K' entraîne une augmentation de la vitesse de propagation, par contre l'augmentation de l'exposant de l'érouissage cyclique mène vers une diminution de la vitesse due à l'augmentation de la taille de la zone plastique en tête de fissure conduisant à un retard dans la propagation des fissures.
- 3- La variation du module de Young n'a pas d'effet sur l'évolution de la vitesse, tandis que la variation de la limite élastique influe fortement sur l'évolution de la propagation. Les constantes (C, m) de la loi de Paris dépendent fortement de l'exposant de l'érouissage cyclique
- 4- La taille de la zone plastique dépend fortement du l'exposant d'érouissage cyclique.

Annexe A : Modèles de l'écrouissage

Écrouissage isotrope Ce modèle suppose une dilatation homothétique du domaine d'élasticité par rapport au domaine initial supposé connu. Pour les essais fatigue oligocyclique, l'hypothèse d'écrouissage isotrope donne une courbe similaire à celle représentée sur la figure A.1. La limite d'élasticité en compression augmente comme celle de traction. On note que dans ce modèle l'énergie de déformation élastique pouvant être absorbée est de plus en plus importante et toujours identique en traction et compression.

Écrouissage cinématique Ce modèle suppose une translation sans déformation du domaine d'élasticité initial supposé connu. La translation est définie à partir de la courbe d'écrouissage monotone. Le modèle cinématique respecte l'effet Bauschinger couramment observé pour les matériaux métalliques, à savoir un durcissement dans un sens (sens de l'écoulement plastique) et un adoucissement d'égale amplitude dans le sens contraire (décharge élastique). La courbe correspondant à un essai cyclique avec écrouissage cinématique est indiquée sur la figure A.1. L'amplitude du domaine d'élasticité reste constante mais l'énergie élastique absorbée et pouvant être restituée dans un sens est toujours différente de celle dans l'autre sens. En pratique, lors d'un essai cyclique, aucune de ces allures ne peut être observée. Il est possible de combiner ces deux modèles d'écrouissage pour essayer de se rapprocher au mieux de la réponse au chargement cyclique donné (Oudin 2010).

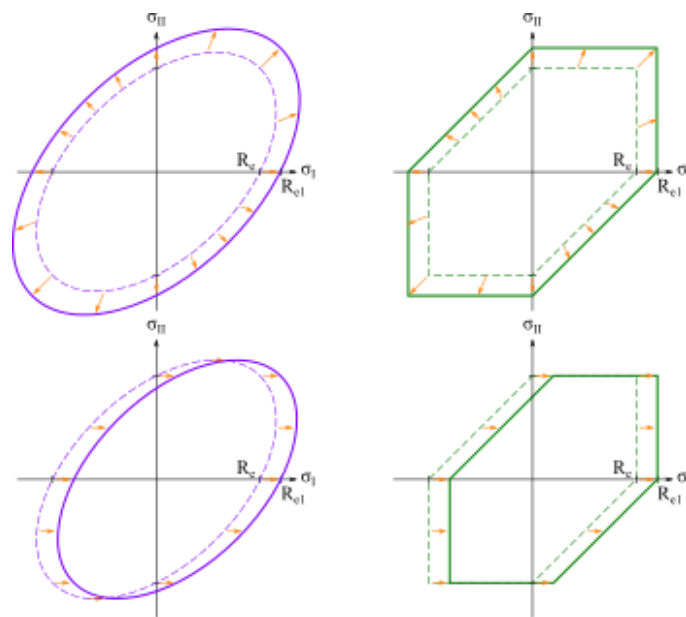


Figure A.1 Modèle d'écrouissage (en haut : isotrope, en bas : cinématique). Les schémas de gauche utilisant le critère de Von Mises et de droit le critère de Tresca.

Annexe B : Description de durcissement et adoucissement cyclique

Durcissement cyclique En fatigue oligocyclique, un cycle de chargement entraîne la plastification lors de chaque cycle. L'érouissage isotrope produit une évolution de la limite d'élasticité au cours des cycles. Pour la plupart des métaux, il s'agit d'une augmentation (Jiang & Zhang 2008; Ligaj 2010; Mroziński & Szala 2010). On parle alors de durcissement cyclique ce se fait par deux manière.

1. l'amplitude de contrainte croît avec le nombre de cycles au cours d'un essai en déformation imposée.

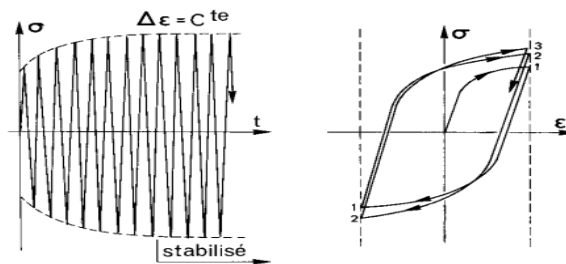


Figure B.1 Durcissement cyclique "Déformation imposée"

2. l'amplitude de déformation décroît cycle après cycle au cours d'un essai en contrainte imposée.

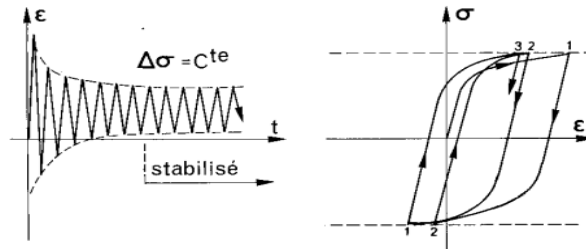


Figure B.2 Durcissement cyclique "Contrainte imposée"

Adoucissement cyclique En fatigue oligocyclique à chargement imposée, l'amplitude en contrainte diminue alors jusqu'à une certaine valeur où elle se stabilise. Dans quelques cas cependant, la limite d'élasticité diminue et on parle d'un adoucissement cyclique (Jiang & Zhang 2008; Ligaj 2010; Mroziński & Szala 2010).

1. l'amplitude de contrainte décroît cycle après cycle au cours d'un essai en déformation imposée,

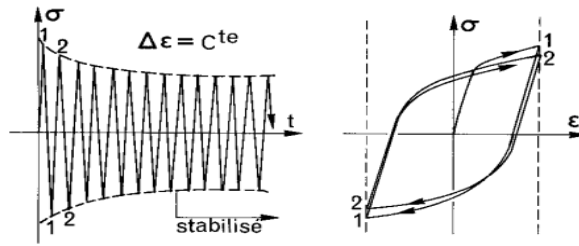


Figure B.3 Adoucissement cyclique "Déformation imposée"

2. l'amplitude de déformation croît avec le nombre de cycles au cours d'un essai en contrainte imposée.

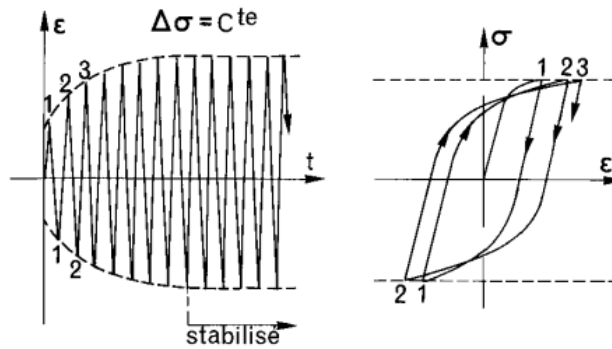


Figure B.4 Adoucissement cyclique "Contrainte imposée"

Annexe C : Etudes paramétriques

Le tableau présente la variabilité des paramètres des modèles obtenus expérimentalement par différents auteurs et sont classés par famille de modèles. L'influence de chacun de ces paramètres sur la propagation d'une fissure de fatigue est présentée

Tableau C.1 Différent modèle de propagation d'une fissure de fatigue et leurs paramètres.

		Matériau	C [m/cycle]	<i>m</i>	ΔK_s [MPa.m ^{1/2}]	<i>R</i>	Réfs
Modèles phénoménologiques	Modèle de Paris $\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m$	S355NL	2.10E-13	4.23	6.57	0.1	(Alaoui 2005)
			8.10E-14	4.62	6.43	0.3	
			2.10E-13	4.16	5.42	0.5	
		316L	0.40 E-13	5.39	3.20	0	(Yahiaoui & Petrequin 1974)
			0.40E-13	5.71	2.85	0.12	
			1.60E-13	5.73	2.25	0.217	
			2.19 E-13	5.77	2.10	0.334	
			3.88 E-13	5.70	2.02	0.44	
		304L	1.987E-11		2.095	0	(Yahiaoui & Petrequin 1974)
			4.2 E-11	4.315	1.768	0.176	
			4.33 E-11		1.749	0.264	
			4.79 E-11		1.709	0.334	
			5.03 E-11		1.690	0.39	
			5.63 E-11		1.646	0.44	
			5.583E-12	2.7	9.5	0	

			1.796E-11	2.7	8.6	0		
			1.359E-11	2.8	8.4	0		
			1.327E-11	2.8	8.35	0		
		Nickel Chrome 12NC6	8.05E-8	2.00		0.05	(Ould Chikh et al. 2007; Ould Chikh et al. 2008)	
			4.02E-8	2.25		0.1		
			5.43E-9	2.97		0.3		
			2.87E-9	3.20		0.5		
		2024 T3	4.9423E-11	2.6526	1.999	-1	(Xiang et al. 2010)	
			2.238E-10		1.146	0		
			2.6029E-10		1.0839	0.1		
		7075-T6	7.2965E-10	2.3398	0.5202	0	(Xiang et al. 2010)	
			1.6170E-11		1.0034	-1		
			8.65E-11	3.49		0.1	(Mann 2006)	
			4.37E-11	3.21		0		
			1,47E-11	3.40		-0.33		
			3.89E-12	3.49		-0.60		
				9.83E-11	3.64		0.0	(Melson 2014)
				4.72E-12	4.13		0.2	
			2.86E-10	3.59		0.33		

			3.40E-10	3.64		0.5			
			3.55E-11	4.14		0.67			
			3.86E-12	4.68		0.8			
		6082-T6	1.2E-10	3.40		0.40	(Mann 2007)		
			8.9E-10	3.45		0.25			
			5.1E-10	3.54		0.50			
			1.9E-10	3.98		-0.25			
		Ti-6Al-4V	7,3017E-11	2.3779	1.4687	-1	(Xiang et al. 2010)		
			1,6580E-10		1.0434	0.1			
			2,2273E-10		0.9215	0.5			
		Modèle de Walker $\frac{da}{dN} = \frac{C}{(1-R)^{m(1-\gamma)}} (\Delta K)^m$		C_0 [m/cycle]	m	ΔK_s [MPa.m ^{1/2}]	γ	R	(Correia et al. 2016)
			2019-T851			2.75	3.998	0.0	
					2.59	3.389	0.1		
					2.25	3.494	0.3		
					1.86	3.937	0.5		
					1.40	3.590	0.7		
					1.12	2.429	0.8		
	2024-T3		0.158E-8	3.301		0.164	-1	(Forman et al. 2005)	
			0.167E-8	3.273		0.618	0.5		
	7075-T6		2.66E-11	3.84		0.564	0.2	(Melson 2014)	

<p>Modèle de Forman</p> $\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K)^m}{(1-R)(K_{IC} - \Delta K)}$ <p>Et</p> <p>Modèle de Forman modifié</p> $\frac{da}{dN} = \frac{C(\Delta K - \Delta K_s)^m}{(1-R)(K_{IC} - \Delta K)}$		<i>C</i>	<i>m</i>	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]		<i>R</i>	
	7075-T6	1.24E-7	3.14	79.05		0.2	(Melson 2014)
		<i>C</i>	<i>m</i>	K_s [MPa.m ^{1/2}]	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]	<i>B</i> [mm]	(Kim & Shim 2000) Avec <i>R</i> = 0
		1.10E-3	0.71	6.2	29.4	1.6	
		0.84E-3	0.96	5.3	29.2	3.2	
		1.07E-3	0.85	6.0	29.5	4.8	
	1.09E-3	0.36	6.7	21.2	9.8		
	4.05E-3	0.74	5.3	23.5	1.0		
	2024-T3	0.52E-3	0.76	5.6	26.3	3.0	
		0.25E-3	1.32	4.3	32.1	5.0	
		0.71E-3	1.03	6.2	32.3	12.5	
	7020-T7	<i>C</i>	<i>m</i>	K_s [MPa.m ^{1/2}]	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]	<i>R</i>	(Mohanty et al. 2009)
		1.0E-5	3.24		50.12	0.1	
2.0E-5		3.17					
1.0E-5		3.16					
1.33E-5		3.19					
2024-T3	1.0E-5	3.108		37.0	0.1		

			1.0E-5	3.207					
			1.0E-5	3.311					
			1.0E-5	3.209					
	Modèle d'Elber $\frac{da}{dN} = C(U\Delta K)^m$	2019-T851		<i>C</i>	<i>m</i>	$\Delta K_{s,eff}$ [MPa.m ^{1/2}]	<i>U</i>	<i>R</i>	(Correia et al. 2016) $U = \frac{K_{max} - K_{ouv}}{(1-R)K_{max}}$
						2.75	0.7037	0.0	
						2.59	0.7577	0.1	
						2.25	0.8639	0.3	
						1.86	0.9124	0.5	
				1.40	0.8662	0.7			
		AISI 316 N		3.00E-9	4	6.00		0.45	(Johansingh et al. 2007)
S355NL		6.10E-12	3.40	4.25		0.1	(Alaoui 2005)		
Modèle basés sur les régimes instables	Modèle de Collipriest Eq.(I. 17)	7475– T7351	<i>C</i>	<i>m</i>	K_s [MPa.m ^{1/2}]	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]	ϵ_{impos}	Avec rapport de charge <i>R</i> =0.5 (Alrubaie et al. 2006)	
			2.364E-09	1.407	1.31	95.5	0%		
			1.178E-09	1.910	1.45	92.8	3%		
	1.726E-09	1.772	1.37	79.3	5%				
Modèle de Priddle	7475–		3.587E-06	1.558	1.31	95.5	0%		

	Eq.(I. 18)	T7351	8.754E-06	1.750	1.45	92.8	3%	
			5647E-06	1.665	1.37	79.3	5%	
	Modèle de Forman modifié Eq.(I. 16)	7475– T7351	4.003E-09	2.582	1.31	95.5	0%	
			3.560E-09	2.720	1.45	92.8	3%	
			3.946E-09	2.667	1.37	79.3	5%	
	Modèle de Wang Eq.(I. 20) $\frac{da}{dN} = \frac{A.M^m}{1 - \left(\frac{K_{\max}}{K_{IC}}\right)^n}$	AA 6013	<i>A</i>	<i>m</i>	<i>n</i>	<i>K_{IC}</i> [MPa.m ^{1/2}]	<i>R</i>	
6.0068E-10			2.60	6.00	48.35	-1		
2.9948E-10			2.70	6.00	57.03	0.1		
1.8894E-10			2.66	6.00	62.45	0.3		
1.5274E-10			2.61	6.00	61.67	0.5		
9.3434E-10			2.52	6.42	65.00	0.7		
Modèles basés sur <i>J</i> - intégral (ΔJ)	Modèle de Dowling-Begley $\frac{da}{dN} = \frac{C}{\sqrt{E}} (\Delta J)^{m/2}$	Acier faible allié	<i>C</i>	<i>m</i>	<i>E</i> [GPa]	ΔJ_s	<i>R</i>	(Božić et al. 2011)
			1.43E-11	2.75	206		0.2	
Modèles basés sur l'énergie au fond de fissure	Modèle de Weertman $\frac{da}{dN} = \frac{A}{\mu\sigma_e^2 U_c} (\Delta K)^4$	2219-T861	<i>A</i>	σ_e [MPa]	<i>U_c</i> [J/m ²]	μ [MPa]	(Klingbeil 2003) (Yao et al. 2007)	
			4.50E-11	370	2.40E+5	2.60E+4		
			7.50E-10	370	1.60E+5	2.60E+4		
			2.04E-10	260	2.10E+5	2.60E+4		

		Acier Nb-HSLA	9.00E-12	340	6.00E+5	7.80E+4		
			2.40E-11	340	1.20E+6	7.80E+4		
			5.10E-11	340	8.00E+5	7.80E+4		
			1.11E-10	340	1.20E+6	7.80E+4		
Modèle basé sur les paramètres de Wöhler	Modèle de Pugno Eq.(I. 32)		C	m	\bar{C} [MPa]	k	R	(Pugno et al. 2006)
		Acier 1045	8.20E-13	3.5	1.32E+36	11.11	0	
Modèles basés sur la fatigue oligocyclique	Modèle de Duggan Eq.(I. 34)		E [GPa]	σ_f' [MPa]	ε_f'	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]	R	(Fu et al. 2006; Karakaş & Szusta 2016; Forman et al. 2005) (Schreurs 2012) (Beden et al. 2010) (Dimitriu & Bhadeshia 2010) (Kumar et al. 2014) (Noroozi et al. 2008) (Shi et al. 2014)
		2024-T3	70.3	835	0.17	30.0	0.5	
			73.0	1103	0.58	34.1		
			72.0	850	0.22	36.26		
		7075-T6	72.2	776	2.57	22.28		
			71.1	729.62	0.26	33.48		
			71.0	781	0.19	37.04		
		6082-T6	64.0	611	1.08	33.1		
			70	487	0.209	34.0		
			73.9	477.2	0.696	21.1		

	Modèle de Pandey Eq.(I. 38) $\frac{da}{dN} = \frac{(1-n')\psi}{4EI_n \cdot \sigma_f' \varepsilon_f'}$ $(\Delta K - \Delta K_s(1-R)^\gamma)^2$		E [GPa]	σ_f' [MPa]	ε_f'	n'	γ	$I_{n'}$	ψ	(Pandey & Chand 2003)	
		2219-T851	71	613	0.35	0.121	0.71	3.02	0.9415		
		Acier 8630	207	1986	0.42	0.195	0.71	3.082	0.9479		
	Modèle de Noroozi Eq.(I. 39) $\frac{da}{dN} = C \left[\frac{(K_{\max})^p}{(\Delta K)^{1-p}} \right]^\gamma$	Acier 4340	209	1713	0.83	0.146	0.71	3.184	0.9481	(Noroozi et al. 2007)	
			C			P		γ			
		2024-T351	5.43E-13			0.5		10			
			8.72E-12			0.09		10			
			9.13E-10			0.09		2.67			
		Acier 4340	5.25E-15			0.5		11.64			
			1.83E-13			0.11		11.64			
			4.25E-11			0.11		2.77			
		Ti-6Al-4V	4.67E-16			0.5		9.62			
			1.88E-13			0.960		9.62			
			1.00E-10			0.960		2.53			
		Modèle de Shi		E [GPa]	σ_f'	n'	ε_f'	ΔK_s [MPa]	R		(Shi et al. 2014)
			7075-T6	71	781	0.088	0.19	1.98	0.5		

$\frac{da}{dN} = \frac{(1-n')}{4E\psi\sigma_f'\varepsilon_f'}(\Delta K - \Delta K_s)^3$ <p>avec ; $\psi = (1+n')\pi$</p>	2024-T351	70	738	0.100	0.3	2.68	0.0				
	2219-T851	71	613	0.121	0.35	2.7	0.1				
	Acier 4340	200	1879	0.123	0.64	4.56	0.7				
	Acier 1020	205	815	0.18	0.25	11.6	0.1				
	X60	200	720	0.132	0.31	8.0	0.1				
Modèles basés sur l'érouissage cyclique	Modèle de Radon Eq.(I. 66)		E [GPa]	ν	n'	σ_e [MPa]	ε_f %	ΔK_s [MPa.m ^{1/2}]	R	(Radon 1982)	
		2024-T351	70	0.32	0.1	403.46	19	2.68	0.3	(Noroozi et al. 2005)	
			72.4			352	18	2.1	-1	(Benachour et al. 2013)	
			74	0.33	0.09	363	12.5	2.4	0.2	(Tschegg & Mayer 2001)	
			73.0		0.065	379	28	2.1	0.3	(Benachour et al. 2011)	
			73.09	0.33	0.09	372.32		2.86	0	(Grasso et al. 2017)	
		7075-T6	72.2		0.096	512		2.3	0.1	(Xiang et al. 2010)	
			71	0.32	0.088	468.85		1.98	0.5	(Kim & Shim 2000)	
			70.6		0.062	533	41	1.23	0.7	(Forth et al. 2002)	
						461.9	12.9	6.2	0	(Fatemi et al. 2005)	
			71		0.19	469	41	1.0034	-1	(Colin 2010)	
		Acier 4043	209	0.33	0.146	724	14.5	2.6509	-1	(Pandey & Chand 2003)	
			200		0.14	758	84	5.26	0.1	(Noroozi et al. 2007)	
			207		0.131	1103	56	3.66	0.5	(Anand & Parks 2004)	
			200	0.3	0.123	889.32		4.56	0.7	(Shi et al. 2014)	
										(Dowling 2004)	(Wanhill 2009)

			E [GPa]	ν	n'	σ_e [MPa]	ε_f %	$I_{n'} = \pi(1+n')/(1-2\nu)^2$	
Modèle de $\frac{da}{dN} = \frac{2^{n'+1}}{4E^{n'}}$ Musuva $\frac{\Delta J_{eff} - \Delta J_s}{I_n (\varepsilon_f)^{n'+1} (\sigma_e)^{n'-1}}$	Acier 4340	200	0.33	0.123	1039	14.5	calculé	(Musuva & Radon 2013)	
		209	0.33	0.146	724 //396	13.0		(Pandey & Chand 2003)	
	304L	196	0.33	0.111	220	84	calculé	(Shi et al. 2014)	
		193	0.33	0.341	238	83		(Wanhill 2009)	
	7075-T6	71	0.32	0.088	469		calculé	(Colin 2010)	
		70.6	0.32	0.062	540	41		(Noroozi et al. 2005)	
					468.85			(Tzamtzis & Kermanidis 2016)	
	2024-T351	70	0.32	0.1	403.46	19	calculé		
	2024 T3	73.1	0.33	0.042	445	20	calculé		

Annexe D : Programme et Procédure de l'interface (copies écran)

Programme de préface de l'interface (voir la figure D.1).

```
function fig = preface()
load preface
h0 = figure('Units','normalized','Color',[0 1 0],'Colormap',mat0,'FileName', ...
    'preface.m','MenuBar','none', ...
    'Name','Interface graphique sous Matlab de la prédiction de durée de vie en fatigue', ...
    'NumberTitle','off','PaperPosition',[18 180 576 432], ...
    'PaperUnits','points','Position',[0 0.0034 1 0.96],'Tag','Fig2','ToolBar','none');
h1 = uicontrol(h0,'style','text','position',[130 500 1050 120],...
    'BackgroundColor',[0.75 0.78 0.68],'FontName','Calibri Light', ...
    'fontSize',35,'BackgroundColor',[0 1 0],'ForegroundColor',[0 0 0], ...
```

```

        'string','Interface graphique sous Matlab de la prédiction de durée de vie en fatigue');
h3 = uicontrol(h0,'style','text','position',[190 450 900 30],'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
    'FontName','Calibri Light','fontsize',35,...
    'BackgroundColor',[0 1 0],'ForegroundColor',[0 0 0], ...
    'string','*****');
h4 = uicontrol(h0,'style','text','position',[100 200 200 50],...
    'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'FontName','Calibri Light', ...
    'fontsize',20,'BackgroundColor',[0 1 0], ...
    'ForegroundColor',[0 0 0],'string','Tayeb KEBIR');
h7 = uicontrol(h0,'style','text','position',[100 100 800 50],'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'FontName','Calibri
Light', 'fontsize',12,'BackgroundColor',[0 1 0],'ForegroundColor',[0 0 0], 'string','Doctrant en Génie Mécanique à
la Faculté de Technologie, Université de Sidi Bel Abbes, Algérie');
if nargout > 0, fig = h0; end
pause (10);
close ('Interface graphique sous Matlab de la prédiction de durée de vie en fatigue');
Interface;

```

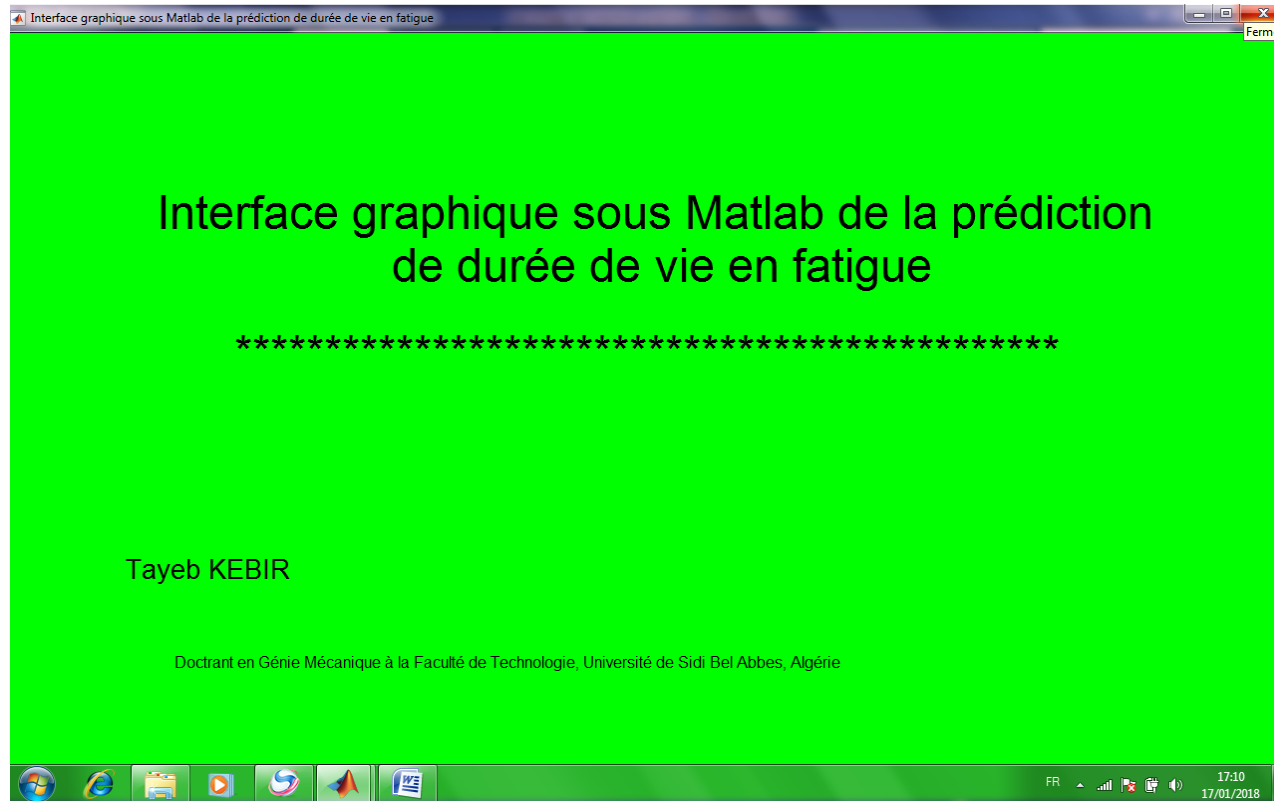


Figure D.1 Préface de l'interface

Programme de l'accueil de l'interface et leur choix de modèle de fissuration (voir la figure D.2).

```
function Interface
clc;
clear all;
close all;
% =====création de la fenêtre programme=====
```

```

H1=figure('name','Interface graphique sous Matlab de la prédiction de durée de vie en
fatigue','menubar','none','numbertitle','off','Position',[2 40 1277 705],'color',[0 1 0]);
    %'Position',get(0,'ScreenSize'),'color',[0 1 0]);
% =====1ere colone "fichier"=====
h1=uimenu(H1,'label','&Fichier');
h11=uimenu(h1,'label','&Importer','callback','data=CHARGER');
h11=uimenu(h1,'label','&Exporter','callback','data=EXPORTER');
h12=uimenu(h1,'label','&Nouveau','callback','Application');
h14=uimenu(h1,'label','&Enregister','callback','Enregister');
h15=uimenu(h1,'label','&Imprimer','callback','printdlg');
h16=uimenu(h1,'label','&Quitter','callback','Attention');
    % =====2eme colone "EDIT"=====
h2=uimenu(H1,'label','&Edit');
h21=uimenu(h2,'label','&Copier');
h22=uimenu(h2,'label','&Couper');
h23=uimenu(h2,'label','&Coller');
h24=uimenu(h2,'label','&Affichage');
%=====
% =====3eme colone "types de modele"=====
h3=uimenu(H1,'label','&Modèles de propagation');
h31=uimenu(h3,'label','&Modèles Phénoménologiques');
    h311=uimenu(h31,'label','&Modèle de Paris','callback','Modele_de_Paris');
    h312=uimenu(h31,'label','&Modèle de Walker','callback','Modele_de_Walker');
    h313=uimenu(h31,'label','&Modèle de Forman','callback','Modele_de_Forman');
    h314=uimenu(h31,'label','&Modèle de Elber');
        h3141=uimenu(h314,'label','&Alliages','callback','Modele_de_Elber_Alliages');
        h3142=uimenu(h314,'label','&Aciers','callback','Modele_de_Elber_Aciers');
h34=uimenu(h3,'label','&Modèles basés sur les régimes instables');
    h341=uimenu(h34,'label','&Modele de Collipriest','callback','Modele_de_Collipriest');
    h342=uimenu(h34,'label','&Modele de Priddle','callback','Modele_de_Priddle');
h35=uimenu(h3,'label','&Modèles basés sur sur intégral J');
    h351=uimenu(h35,'label','&Modèle de Dowling et Begley','callback','Modele_de_Dowling');
h36=uimenu(h3,'label','&Modèles basés sur sur l'ouverture (CTOD) ');
    h361=uimenu(h36,'label','&Modèle de McClintock','callback','Modele_de_Mc_Clintock_CTOD');
h37=uimenu(h3,'label','&Modèles basés sur sur l'énergie au fond de fissure');
    h371=uimenu(h37,'label','&Modèle de Weertman','callback','Modele_de_Weertman');
h38=uimenu(h3,'label','&Modèles basés sur fatigue oligocyclique');
    h381=uimenu(h38,'label','&Modèle de Duggan','callback','Modele_de_Duggan');
    h382=uimenu(h38,'label','&Modele de Pavlou','callback','Modele_de_Pavlou');

```

```

    h383=uimenu(h38,'label','&Modele de Shi','callback','Modele_de_Shi');
h39=uimenu(h3,'label','&Modèles basés sur l''écrouissagee cyclique');
    h391=uimenu(h39,'label','&Modele de Mc Clintock','callback','Modele_de_Mc_Clintock');
    h392=uimenu(h39,'label','&Modèle K M Lal');
h3921=uimenu(h392,'label','&Alliges','callback','Modele_K_M_Lal_Alliages');
h3921=uimenu(h392,'label','&Aciers','callback','Modele_K_M_Lal_Aciers');
    h393=uimenu(h39,'label','&Notre Modèle 1','callback','Notre_Modele1');
    h394=uimenu(h39,'label','&Notre Modèle 2','callback','Notre_Modele2');
    h394=uimenu(h39,'label','&Notre Modèle 3','callback','Notre_Modele3');
h310=uimenu(h3,'label','&Modèles basés sur la température');
    h3101=uimenu(h310,'label','&Modèle Kamel Makhlouf','callback','Modele_Kamel_Makhlouf');
%=====
% =====4eme colone "Variabilité"=====
h4=uimenu(H1,'label','&Variabilité');
h41=uimenu(h4,'label','&Paramètres de Paris','Callback','Parametres_Paris');
h42=uimenu(h4,'label','&Paramètres Manson-Coffin','Callback','Parametres_MansonCoffin');
h43=uimenu(h4,'label','&Paramètres de l''écrouissage','Callback','Parametres_ecrouissage');
h44=uimenu(h4,'label','&Paramètres de propriété élastique','Callback','Parametres_proprieteelastique');
%=====
% =====4eme colone "Application"=====
h5=uimenu(H1,'label','&Application');
h51=uimenu(h5,'label','&Calculatrice','Callback','Calculatrice');
h52=uimenu(h5,'label','&Algorithme Génétique','Callback','Algorithm_Genetic');
h53=uimenu(h5,'label','&Courbe d''ajustement','Callback','Neural_Network_Fitting');
h54=uimenu(h5,'label','&Elément Fini','Callback','pde_Tool');
%=====
% =====4eme colone "outile"=====
h6=uimenu(H1,'label','&Outils');
h61=uimenu(h6,'label','&Tool Excel','Callback','Tool_Excel');
h62=uimenu(h6,'label','&Eprouvette M(T)','Callback','Eprouvette_MT');
h63=uimenu(h6,'label','&Eprouvette CT','Callback','Eprouvette_CT');
%=====
% =====9eme clone "Aide"=====
h6=uimenu(H1,'label','&Aide');
h61=uimenu(h6,'label','&A propos','callback','aide');
h61=uimenu(h6,'label','A&ide html','callback','aide');
end

```

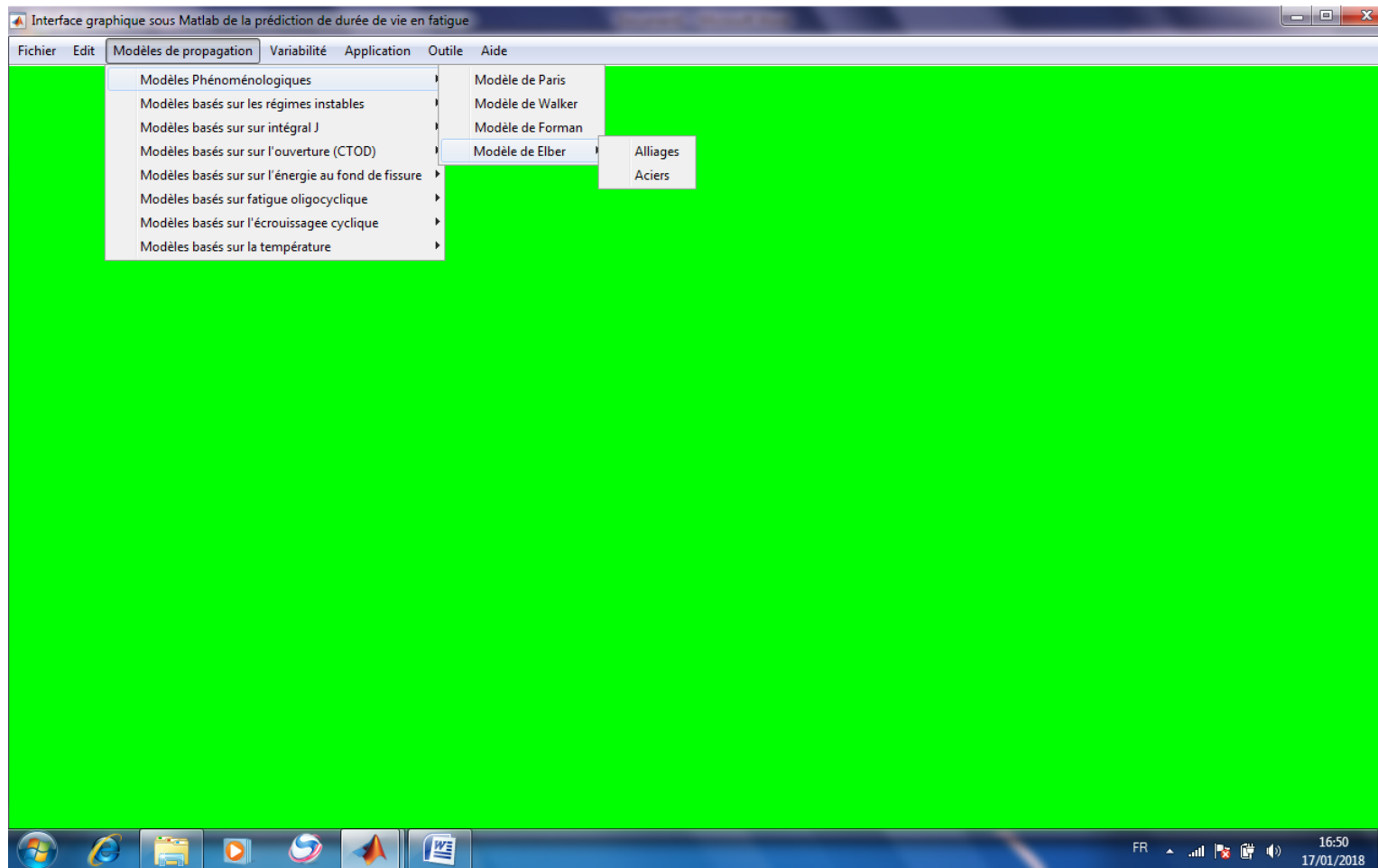


Figure D.2 Accueil d'interface graphique et le choix de modèle

Programme de modèle de Paris (voir la figure D.3).

```
function [] = Modele_de_Paris()
% Author: Tayeb KEBIR
% Date: 7/07/2017
h = uipanel('Title','Modèle de Paris : ','FontSize',14,'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
           'Position',[.03 .1 .50 .80]);
hs = uipanel(h,'Title','Paramètres de Paris :','FontSize',10,'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
            'Position',[.04 .78 .45 .19]);
S.tx(1) = uicontrol(hs,'style','text','position',[10 45 160 20],'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
                  'FontName','Calibri Light','fontsize',8.5,'string','Coefficient de Paris (C) :');
S.ed(1) = uicontrol(hs,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white','position',[180 50 80 20],...
                  'string','6.30E-10');
S.tx(2) = uicontrol(hs,'style','text','unit','pix','position',[10 10 160 20], ...
                  'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'FontName','Calibri Light','fontsize',8.5,...
                  'string','Exposant de Paris (m) :');
S.ed(2) = uicontrol(hs,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
                  'position',[180 15 80 20],'string','2.65');
hsp = uipanel(h,'Title','Paramètres Géométriques :','FontSize',10,...
             'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'Position',[.04 .55 .45 .22]);
S.pp = uicontrol(hsp,'style','pop','unit','pix','position',[140 70 120 30],...
                'string',{'Eprouvette CT';'Eprouvette M(T)'});
S.tx(3) = uicontrol(hsp,'style','text','position',[5 50 170 20],'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
                  'FontName','Calibri Light','fontsize',8.5,'string','Longueur (w) [mm] :');
S.ed(3) = uicontrol(hsp,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
                  'position',[180 55 80 20],'string','100');
S.tx(4) = uicontrol(hsp,'style','text','position',[5 25 170 20],'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
                  'FontName','Calibri Light','fontsize',8.5,'string','Epaisseur (B) [mm] :');
S.ed(4) = uicontrol(hsp,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
                  'position',[180 30 80 20],'string','9.53');
S.tx(5) = uicontrol(hsp,'style','text','position',[5 3 140 20],'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
                  'FontName','Calibri Light','fontsize',8.5,'string',' Fissure (a) [m] :');
S.ed(5) = uicontrol(hsp,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
                  'position',[160 6 100 20],'string','0.001:0.001:0.100');
hsp1 = uipanel(h,'Title','Charges Appliquées [N] :','FontSize',10,...
              'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'Position',[.5 .78 .45 .19]);
S.tx(6) = uicontrol(hsp1,'style','text','position',[30 43 90 25],'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
                  'FontName','Calibri Light','fontsize',10,'string','Maximale :');
```

```

S.ed(6) = uicontrol(hsp1,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
    'position',[160 52 70 25],'string','5704.0');
S.tx(7) = uicontrol(hsp1,'style','text','unit','pix','position',[26 7 90 28], ...
    'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'FontName','Calibri Light','fontsize',10,...
    'string',' Minimale :');
S.ed(7) = uicontrol(hsp1,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white','position',[160 16 70 25],...
    'string','570.40');
hsp2 = uipanel(h,'Title','Fréquence :','FontSize',10,'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
    'Position',[.5 .55 .45 .22]);
S.tx(8) = uicontrol(hsp2,'style','text','position',[25 67 90 25],'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
    'FontName','Calibri Light','fontsize',8.5,'string','Fréquence [Hz] :');
S.ed(8) = uicontrol(hsp2,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
    'position',[160 75 70 25],'string','17');
S.tx(9) = uicontrol(hsp2,'style','text','position',[22 34 100 25], ...
    'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'FontName','Calibri Light', ...
    'fontsize',8.5,'string','Amplitude [MPa] :');
S.ed(9) = uicontrol(hsp2,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
    'position',[160 42 70 24],'string','');
S.tx(10) = uicontrol(hsp2,'style','text','position',[16 4 100 20],...
    'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'FontName','Calibri Light', ...
    'fontsize',8.5,'string',' Cycles final [N] :');
S.ed(10) = uicontrol(hsp2,'style','edit','unit','pix',...
    'BackgroundColor','white','position',[160 7 70 25],'string','');
hsp6 = uipanel(h,'Title','Plote :','FontSize',10,...
    'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'Position',[.04 .33 .45 .20]);
hsp3 = uipanel(h,'Title','Résultat :','FontSize',10.5,...
    'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'Position',[.5 .33 .45 .20]);
S.ed(11) = uicontrol(hsp3,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
    'position',[100 51 85 25],'string','DK [MPa.m1/2]');
S.ed(12) = uicontrol(hsp3,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
    'position',[195 51 75 25],'string','Vitesse Pro. ');
hsp4 = uipanel(h,'Title','Variabilité des Paramètres de Paris :','FontSize',10, ...
    'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'Position',[.04 .03 .91 .29]);
S.tx(13) = uicontrol(hsp4,'style','text','position',[11 60 100 20],...
    'BackgroundColor',[0.75 .78 .68],'FontName','Calibri Light', ...
    'fontsize',10,'string','Coefficient (a) :');
S.ed(13) = uicontrol(hsp4,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
    'position',[110 65 60 20],'string','-3.90');
S.tx(14) = uicontrol(hsp4,'style','text','unit','pix','position',[10 22 100 20], ...

```



```

        'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], 'FontName', 'Calibri Light', 'fontsize',10,...
        'string',' Coefficient (b) :');
S.ed(14) = uicontrol(hsp4,'style','edit','unit','pix','BackgroundColor','white', ...
        'position',[110 25 60 20], 'string','-1.63');
hsp5 = uipanel(hsp4,'Title','Effet de Rapport de Charge :','FontSize',10,...
        'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], 'Position',[.51 .10 .47 .90]);
S.tx(15) = uicontrol(hsp5,'style','text','unit','pix','position',[18 76 140 20], ...
        'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], 'FontName','Calibri Light', 'fontsize',8.5,...
        'string','Rapport de charge (R) :');
S.ed(15) = uicontrol(hsp5,'style','edit','unit','pix',...
        'BackgroundColor','white','position',[180 81 80 20], 'string','');
S.tx(16) = uicontrol(hsp5,'style','text','position',[17 40 100 20],...
        'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], 'FontName','Calibri Light', ...
        'fontsize',10, 'string','Coefficient (a) :');
S.ed(16) = uicontrol(hsp5,'style','edit','unit','pix',...
        'BackgroundColor','white','position',[120 45 60 20], 'string','');
S.tx(17) = uicontrol(hsp5,'style','text','unit','pix',...
        'position',[15 5 100 20], 'BackgroundColor',[0.75 .78 .68], ...
        'FontName','Calibri Light', 'fontsize',10, 'string',' Coefficient (b) :');
S.ed(17) = uicontrol(hsp5,'style','edit','unit','pix',...
        'BackgroundColor','white','position',[120 8 60 20], 'string','');

S.pb(1) = uicontrol(hsp3,'style','push','unit','pix', ...
        'position',[15 51 75 25], 'string','Calcul','call',{@pb_cal,S});
S.pb(2)= uicontrol(hsp3,'Units','pix','Callback','Modele_de_Paris', ...
        'Position',[15 10 75 25 ], 'String','Par défaut','Tag','Pushbutton');
S.pb(3)= uicontrol(hsp6,'Style','pushbutton','position' , [195 51 75 25 ] ,...
        'string' , 'Vitesse','Callback',{@pb_vitesse,S});
S.pb(4)= uicontrol(hsp6,'Style','pushbutton','position' , [100 51 75 25] ,...
        'string' , 'Durée de Vie','Callback',{@pb_vie,S});
S.pb(5)= uicontrol(hsp6,'Style','pushbutton','position' , [10 51 75 25 ] ,...
        'string' , 'Spectrum ','Callback',{@pb_spect,S});
S.pb(6)= uicontrol('Units','pix','Callback','Application', ...
        'Position',[95 14 100 30 ], 'String','Retour','fontsize',11,...
        'fontweight','bold','Tag','Pushbutton');
S.pb(7)= uicontrol(hsp6,'Style','pushbutton', 'String', 'Supprimer',...
        'Position', [10 10 75 25], 'Callback', 'cla');
S.pb(8)= uicontrol(hsp4,'Style','pushbutton','position' , [190 43 70 25 ] ,...
        'string' , 'Plote','Callback',{@pb_Paris,S});

```

```

S.pb(9) = uicontrol(hsp5,'style','push','unit','pix', ...
    'position',[190 45 70 25],'string','Calcul','call',{@pb_call,S});
S.pb(10)= uicontrol(hsp5,'Style','pushbutton','position' , [190 6 70 25] ,...
    'string' , 'Plote','Callback',{@pb_EffetR,S});
function varargout = pb_spect(varargin)
handles.S = varargin{3};
w = str2double(get(handles.S.ed(3),'String'));
B = str2double(get(handles.S.ed(4),'String'));
a = eval(get(handles.S.ed(5),'String'));
Pmax = str2double(get(handles.S.ed(6),'String'));
Pmin = str2double(get(handles.S.ed(7),'String'));
F = str2double(get(handles.S.ed(8),'String'));
% Calculate data
DS=(Pmax-Pmin)/(B*(w^(1/2)));
t = 0:.0001:1; T=1/F;w=2*pi*F;
y=[((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t);
ymax=max([(Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t(:));
ymin=min([(Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t(:));
y3=ymax-ymin;R=ymin/ymax;y4=2*[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]; x=t*F;
set(handles.S.ed(9),'str',y3) ; set(handles.S.ed(15),'str',R) ;
subplot('Position' , [ .57 .55 .41 .35 ] ) ; plot(x,y,'r','LineWidth',1.47) grid on
title('Spectrum','FontSize',12,'FontWeight','bold','Color','k')
xlabel('Nombre de cycles N') ; ylabel('Contrainte (\Delta\sigma) [MPa]')
function varargout = pb_cal(varargin)
% Callback for pushbutton
handles.S = varargin{3};
C = str2double(get(handles.S.ed(1),'String'));
m = str2double(get(handles.S.ed(2),'String'));
w = str2double(get(handles.S.ed(3),'String'));
B = str2double(get(handles.S.ed(4),'String'));
a = eval(get(handles.S.ed(5),'String'));
Pmax = str2double(get(handles.S.ed(6),'String'));
Pmin = str2double(get(handles.S.ed(7),'String'));
F = str2double(get(handles.S.ed(8),'String'));
% Calculate data
t = 0:.0001:1; T=1/F; w=2*pi*F;
sepctrum=[((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t);
ymax=max([(Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t(:));

```

```

ymin=min([((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(
(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t(:)));Dy=ymax-ymin;DS=(Pmax-Pmin)/(B*(w^(1/2)));
VL = get(handles.S.pp,{'str','value'});
switch VL{1}{VL{2}}
    case 'Epreuve CT'
        f=(sqrt(pi.*a)).*[(2+(a/w))./((1-(a/w)).^(3/2))].*[0.884+(4.64.*(a/w))-
(13.32.*(a/w).^2)+(14.72.*(a/w).^3)-(5.6.*(a/w).^4)];
    case 'Epreuve M(T)'
        alfa=2*a/w;
        f=sqrt((pi*alfa/2*w).*sec(pi*alfa/2));
end
x =[Dy].*f; y =C*(x.^m); set(handles.S.ed(11),'str',x);set(handles.S.ed(12),'str',y);
function varargout = pb_vie(varargin)
handles.S = varargin{3};
C = str2double(get(handles.S.ed(1),'String'));
m = str2double(get(handles.S.ed(2),'String'));
w = str2double(get(handles.S.ed(3),'String'));
B = str2double(get(handles.S.ed(4),'String'));
a = eval(get(handles.S.ed(5),'String'));
Pmax = str2double(get(handles.S.ed(6),'String'));
Pmin = str2double(get(handles.S.ed(7),'String'));
F = str2double(get(handles.S.ed(8),'String'));
% Calculate data
t = 0:.0001:1; T=1/F; w=2*pi*F;
sepctrum=[((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t);
ymax=max([((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t(:)));
ymin=min([((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t(:)));
Dy=ymax-ymin;
DS=(Pmax-Pmin)/(B*(w^(1/2)));
VL = get(handles.S.pp,{'str','value'});
switch VL{1}{VL{2}}
    case 'Epreuve CT'
        f=(sqrt(pi.*a)).*[(2+(a/w))./((1-(a/w)).^(3/2))].*[0.884+(4.64.*(a/w))-
(13.32.*(a/w).^2)+(14.72.*(a/w).^3)-(5.6.*(a/w).^4)];
    case 'Epreuve M(T)'
        alfa=2*a/w;
        f=sqrt((pi*alfa/2*w).*sec(pi*alfa/2));
end
x =[Dy].*f;x1=2./[C*((DS)^m)*(pi^(m/2))*(m-2)*(f)];y=-x1.*(a.^(1-(m/2))); set(handles.S.ed(10),'str',x(end));

```

```

subplot ('Position' , [ .6 .55 .30 .35 ] ); plot(x,y,'r','LineWidth',2) grid on
title('Durée de vie','FontSize',12,'FontWeight','bold','Color','k')
xlabel('Nombre de cycle N') ; ylabel('Longueur de fissure a [mm]')
function varargout = pb_vitesse(varargin)
handles.S = varargin{3};
C = str2double(get(handles.S.ed(1),'String'));
m = str2double(get(handles.S.ed(2),'String'));
w = str2double(get(handles.S.ed(3),'String'));
B = str2double(get(handles.S.ed(4),'String'));
a = eval(get(handles.S.ed(5),'String'));
Pmax = str2double(get(handles.S.ed(6),'String'));
Pmin = str2double(get(handles.S.ed(7),'String'));
F = str2double(get(handles.S.ed(8),'String'));
% Calculate data
t = 0:.01:1; T=1/F; w=2*pi*F;
sepctrum=[ ((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[ ((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t);
ymax=max([ ((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[ ((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t(:)));
ymin=min([ ((Pmax/(B*w^(1/2)))+(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]+[ ((Pmax/(B*w^(1/2)))-(Pmin/(B*w^(1/2))))/2]*sin(w*t(:)));
Dy=ymax-ymin;DS=(Pmax-Pmin)/(B*(w^(1/2)));
VL = get(handles.S.pp,{'str','value'});
switch VL{1}{VL{2}}
    case 'Eprovette CT'
        f=(sqrt(pi.*a)).*[(2+(a/w))./(1-(a/w).^3/2)].*[0.884+(4.64.*(a/w))-
(13.32.*(a/w).^2)+(14.72.*(a/w).^3)-(5.6.*(a/w).^4)];
    case 'Eprovette M(T)'
        alfa=2*a/w;
        f=sqrt((pi*alfa/2*w).*sec(pi*alfa/2));
end
x =[Dy].*f; y =C*(x.^m);subplot ('Position' , [ .6 .55 .30 .35 ] ) ;loglog(x,y,'r','LineWidth',2)grid on
title('Vitesse de Propagation de Fissure','FontSize',12,'FontWeight','bold','Color','k')
xlabel('\Delta K [MPa.m^1/2]'); ylabel('da/dN [m/cycle]')
function varargout = pb_Paris(varargin)
handles.S = varargin{3}; % Get the structure.
a=str2double(get(handles.S.ed(13),'String'));
b=str2double(get(handles.S.ed(14),'String'));
R = str2double(get(handles.S.ed(15),'String'));
% Calculate data
m = .1:0.1:6.2; X=(b*m)+a;
delete('Testdata.xlsx');

```

```

filename = 'Testdata.xlsx';
A=[ m.',X.']; sheet = 2; xlRange = 'E5';
xlswrite(filename,A,sheet,xlRange)
subplot ('Position' , [ .6 .55 .30 .35 ] ) ;
plot(m,X,'b','LineWidth',2.25) grid on
title('Log(C)=a+b*m ','FontSize',13,'FontWeight','bold','Color','k')
xlabel('Exposant de Paris m')
ylabel('Coefficient de Paris Log(C)')
function varargout = pb_call(varargin)
handles.S = varargin{3};
R = str2double(get(handles.S.ed(15),'String'));
a=-3.35-(3.95*R); b=-1.80+(1.60*R);
set(handles.S.ed(16),'str',a) ;
set(handles.S.ed(17),'str',b) ;
function varargout = pb_EffetR(varargin)
handles.S = varargin{3}; % Get the structure.
R = str2double(get(handles.S.ed(15),'String'));
a=-3.35-(3.95*R); b=-1.80+(1.60*R);
set(handles.S.ed(16),'str',a) ;
set(handles.S.ed(17),'str',b) ;
m = .2:0.5:6.2; X=(b*m)+a;
delete('Testdata.xlsx');
filename = 'Testdata.xlsx';
A=[ m.',X.']; sheet = 2; xlRange = 'E5'; xlswrite(filename,A,sheet,xlRange)
subplot ('Position' , [ .6 .55 .30 .35 ] ) ; plot(m,X,'b','LineWidth',2.25) grid on
title('Log(C)=a+b*m','FontSize',13,'FontWeight','bold','Color','k')
xlabel('Exposant de Paris m') ; ylabel('Coefficient de Paris Log(C)')

```

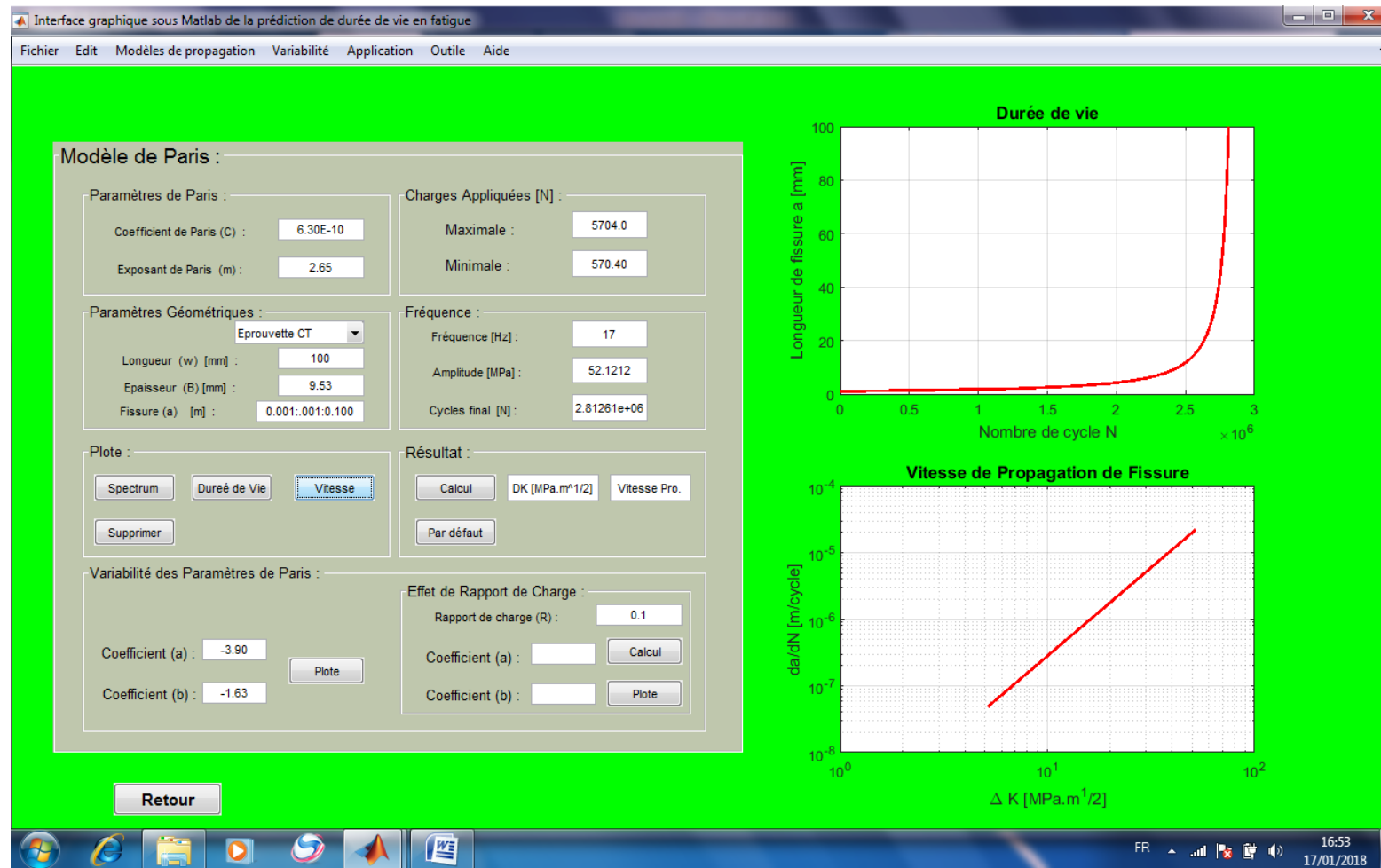


Figure D.3 Modèle de Paris

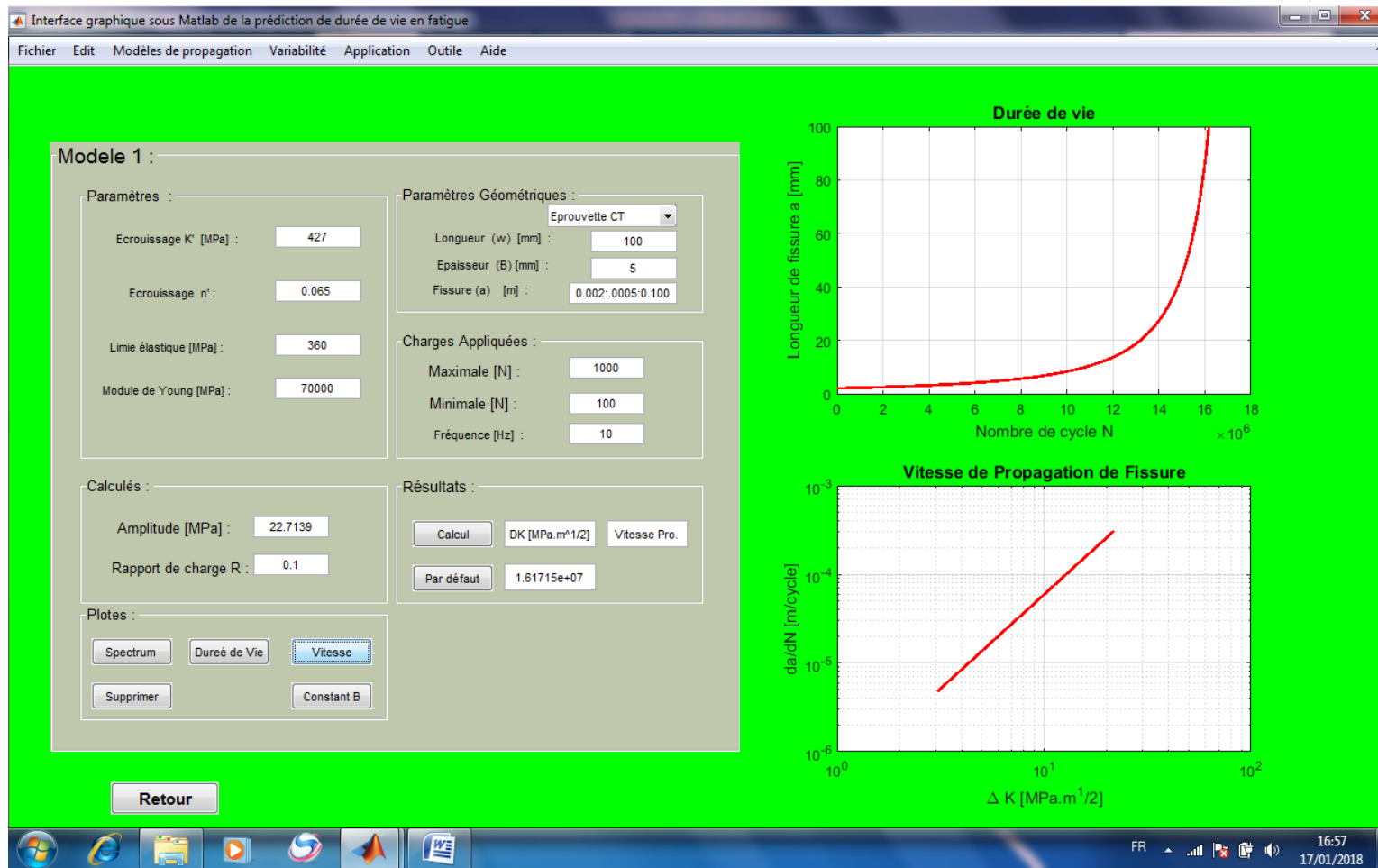


Figure D.4 Modèle développé (Modèle 1)

REFERENCE

- Aissani, M., 2012. *Étude du comportement thermique et mécanique des matériaux aéronautiques par des méthodes numériques : application au soudage de structures métalliques*. PhD Thesis, University of Blida, Algeria.
- Alaoui, A.E.M., 2005. *Influence du chargement sur la propagation en fatigue de fissures courtes dans un acier de construction navale*. Thesis Doctor, University of Metz.
- Alexandre, S., 2007. *Établissement d'une méthode de mesure rapide de la résistance en fatigue-corrosion d'aciers de construction*. Thèse doctorat, École de technologie supérieure, Montréal.
- Alfredo, S.R. & Abílio, M.P. de J., 2011. Fatigue behaviour of welded joints made of 6061-T651 aluminium alloy. *InTech, Aluminium Alloys, Theory and Applications*, 7, pp.135–156.
- Alrubaie, K., Barroso, E. & Godefroid, L., 2006. Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475–T7351 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*, 28(8), pp.934–942.
- Ambriz, R.R. & Jaramillo, D., 2014. Mechanical behavior of precipitation hardened aluminum alloys welds. *InTech*, pp.36–58. Available at: <http://dx.doi.org/10.5772/58418>.
- Anand, L. & Parks, D.M., 2004. *Defect-free fatigue, Mechanics and Materials II*, Massachusetts institute of technology department of mechanical engineering Cambridge.
- Antunes, F. V. et al., 2017. Fatigue crack growth modelling based on CTOD for the 7050-T6 alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 40(8), pp.1309–1320. Available at: <http://doi.wiley.com/10.1111/ffe.12582>.
- ASTM E 647-00, 2001. Standard test method for measurement of fatigue crack growth rates. *ASTM International*, 3, pp.1–43.
- Balda, M., 2009. Identification of low cycle fatigue parameters. *Applied and Computational Mechanics*, 3, pp.259–266.
- Bauschinger, J., 1881. *In Thesis Doctor: Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie d'aciers austénitiques de type 304L*. 2010, Institut National of Sciences Applied of Rouen.
- Beden, S.M. et al., 2010. Fatigue crack growth simulation of aluminium alloy under spectrum loadings. *Materials & Design*, 31(7), pp.3449–3456. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306910000531>.
- Belattar, A., Keller, C. & Taleb, L., 2014. Etude multi-échelle de l'effet d'un pré-écrouissage en torsion sur le comportement cyclique et la durée de vie en fatigue axiale d'un acier inoxydable 304L à température ambiante. In *JM'EMP09 EMP, Bordj El Bahri, 08-09 Avril*. pp. 1–7.
- Benachour, M., Benguediab, M. & Benachour, N., 2013. Notch fatigue crack initiation and propagation life under constant amplitude loading through residual stress field. *Advanced Materials Research*, 682, pp.17–24.
- Benachour, N. et al., 2011. Stress ratio and notch effect on fatigue crack initiation and propagation in 2024 Al-alloy. *World Academy of Science, Engineering and Technology*, 79(7), pp.566–569. Available at: <http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0-79960787742&partnerID=40&md5=6740e11de819099fb617ba18d724fff5>.
- Benguediab, M., 1989. *Etude de la propagation des fissures de fatigue sous spectres de chargement réduits*. Thèse doctorat, Université de Poitiers.
- Bergner, F., Zouhar, G. & Tempus, G., 2001. The material-dependent variability of fatigue crack growth rates of aluminium alloys in the Paris regime. *International Journal of Fatigue*, 23, pp.383–394.
- Bilby, B.A., Cottrell, A.H. & Swiden, K.H., 1963. *Proc. Roy. Soc.*, A272, 1963, p.304., *In Thesis : Fragilisation par l'hydrogène de l'acier inoxydable austéno-ferritique Z2CND22 05 - rôle de la microstructure*. 1997, Ecole centrale Paris.
- Bouffïoux, P. et al., 1997. Influence d'un chargement cyclique sur les propriétés viscoplastiques de tubes de gaine en ZIRCALOY 4. *Coll. Notes internes der. Production d'énergie hydraulique*.
- Božić, Ž. et al., 2011. Application of the ΔK , ΔJ and $\Delta CTOD$ parameters in fatigue crack growth modelling. *Technical Gazette*, 18(3), pp.459–466.
- Brammer, A.T., 2013. *Experiments and modeling of the effects of heat exposure on fatigue of 6061 and 7075 aluminum alloys*. Master of science, University of Alabama.
- Broek-Schijve, 1963. Rapport N° NLR-TR-101-361. *National Aeronautical and Astronautical Research*

Institute, Amsterdam.

- Carter, R.D. et al., 1984. The effect of microstructure and environment on fatigue crack closure of 7475 aluminum alloy. *Metallurgical Transactions A*, 15, pp.555–563.
- Castro, J.T.P., 2009. Fatigue - Volume II - Propagation of cracks, thermal and stochastic effects. In *Techniques and Practices of Structural Dimensioning under Real Service Charges*. pp. 916–919.
- Castro, J.T.P. de, Meggiolaro, M.A. & Miranda, A.C. de O., 2009. Fatigue crack growth predictions based on damage accumulation calculations ahead of the crack tip. *Computational Materials Science*, 46(1), pp.115–123. Available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.commatsci.2009.02.012>.
- Cavaliere, P. et al., 2006. Mechanical and microstructural behaviour of 2024–7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 46(6), pp.588–594. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0890695505001665>.
- Chakraborty, S.B., 1979. A model relating low cycle fatigue properties and microstructure to fatigue crack propagation rates. *Fatigue of Engineering Materials and Structures*, 2, pp.331–344.
- Chang, T., 1999. Effects of strain hardening and stress state on fatigue crack closure. *International Journal of Fatigue*, 21(9), pp.881–888. Available at: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0142112399000857>.
- Chang, T., Li, G. & Hou, J., 2005. Effects of applied stress level on plastic zone size and opening stress ratio of a fatigue crack. *International Journal of Fatigue*, 27(5), pp.519–526. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112304002026>.
- Chen, D. et al., 2001. Cyclic fatigue-crack growth and fracture properties in Ti₃SiC₂ ceramics at elevated temperatures. *Journal Of The American Ceramic Society*, 84, pp.2914–2920.
- Colin, J., 2010. *Deformation history and load sequence effects on cumulative fatigue damage and life predictions*. Thesis Doctor, University of Toledo Digital Repository.
- Collipriest, J.E., 1972. An experimentalist's view of the surface flaw problem, In: The surface crack—physical problems and computational solutions. *ASME, New York, NY, USA*, pp.43–61.
- Correia, J.A.F.O. et al., 2016. Modified CCS fatigue crack growth model for the AA2019-T851 based on plasticity-induced crack-closure. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 85, pp.26–36. Available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.tafmec.2016.08.024>.
- Czechowski, M., 2005. Low-cycle fatigue of friction stir welded Al-Mg alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 164–165, pp.1001–1006.
- Désiré, B. et al., 2007. Modelling of the cyclic hardening of aluminium produced in Cameroon. *Afrique SCIENCE*, 3(1), pp.64–78.
- Dimitriu, R.C. & Bhadeshia, H.K.D.H., 2010. Fatigue crack growth rate model for metallic alloys. *Materials and Design*, 31, pp.2134–2139.
- Dong, L., Haynes, R. & Atluri, S.N., 2015. On improving the celebrated Paris' power law for fatigue, by using moving least squares. *Computers, Materials and Continua*, 45(1), pp.1–15.
- Dowling, N.E., 2004. Mean Stress Effects in Stress-Life and Strain-Life Fatigue. In *2nd SAE Brasil International Conference on Fatigue*. Available at: <http://papers.sae.org/2004-01-2227/>.
- Duggan, T. V., 1977. A theory for fatigue crack propagation. *Engineering Fracture Mechanics*, 9, pp.735–747.
- Durán, J.R., Meggiolaro, M.A. & Castro, J.T.P. de, 2004. A modified critical damage model to predict fatigue crack growth under variable amplitude loading based on low cycle fatigue data. *Society of Automotive Engineers*, pp.1–8.
- Elber, W., 1971. The significance of fatigue crack closure, damage tolerance in aircraft structures. *ASTM STP*, 486, pp.230–242.
- Ethirajan, A. et al., 2015. Cyclic plastic deformation behaviour of SA 312 type 304LN stainless steel. *International Journal of Engineering and Applied Sciences (IJEAS)*, 2(5), pp.2394–3661.
- Ewalds, H.L., 1980. The effect of environment on fatigue crack closure in Aluminium alloys. *Engineering Fracture Mechanics*, 13, pp.1001–1006.
- Fatemi, A. et al., 2005. Application of bi-linear log-log S-N model to strain-controlled fatigue data of aluminum alloys and its effect on life predictions. *International Journal of Fatigue*, 27, pp.1040–1050.
- Forman, R.G. et al., 2005. *Fatigue crack growth database for damage tolerance analysis*,
- Forman, R.G., Kearney, V.E. & Engle, R., 1967. Numerical analysis of crack propagation in cyclic-loaded structures. *J. of Basic Engineering, Trans. ASME*, 89, pp.459–464.

- Forth, S.C., Newman, J.C. & Forman, R.G., 2002. Generating fatigue crack growth thresholds with constant amplitude loads. *Fatigue*, pp.1–8.
- Forth, S.C., Wright, C.W. & Johnston, W.M., 2005. 7075-T6 and 2024-T351 aluminum alloy fatigue crack growth rate data. *NASA Center for Aerospace Information*, (213907), pp.1–19.
- Freed, A.D. & Sandor, B.I., 1983. A hyperbolic relationship for stress vs life. *fatigue of Engineering Materials and Structures*, 6, pp.377–381.
- Fu, D.L., Zhang, L. & Cheng, J., 2006. An energy-based approach for fatigue crack growth. *Key Engineering Materials*, 324–325, pp.379–382. Available at: <http://www.scientific.net/KEM.324-325.379>.
- Gao, Z. et al., 2005. Fatigue crack growth properties of typical pressure vessel steels at high temperature. In *18th International Conference on Structural Mechanics in Reactor Technology*. pp. 1754–1761.
- Glinka, G., 1985. A notch stress-strain analysis approach to fatigue crack growth. *Engineering Fracture Mechanics*, 21(2), pp.245–261.
- Grasso, M. et al., 2017. An analytical model for the identification of the threshold of stress intensity factor range for crack growth. *Advances in Materials Science and Engineering*, pp.1–13.
- Groh, S. et al., 2008. Fatigue crack growth from a cracked elastic particle into a ductile matrix. *Philosophical Magazine*, 88(30–32), pp.3565–3583.
- Hama, T. et al., 2014. Effect of pre-strain on work-hardening behavior of magnesium alloy sheets upon cyclic loading. *Materials Science & Engineering A*, 591, pp.69–77.
- Henri-Paul, L., 1978. *Comportement mécanique et métallurgique des aciers dans Le domaine de La fatigue oLigocyclique - Etude des phénomènes et application à La croissance des fissures*. Thèse doctorat université de Metz.
- Ikeda, S., Izumi, Y. & Fine, M.E., 1977. Plastic work during fatigue crack propagation in a high strength low alloy steel and in 7050 Al- alloy. *Engineering Fracture Mechanics*, 9, pp.125–136.
- Izumi, Y. & Fine, M., 1979. Role of plastic work in fatigue crack propagation in metals. *Engineering Fracture Mechanics*, 11, pp.791–804.
- Jae-Yong, L., Seong-Gu, H. & Soon-Bok, L., 2005. Application of local stress-strain approaches in the prediction of fatigue life for cyclically non- stabilized and non-Masing steel. *International Journal of Fatigue*, 27, pp.1653–1660.
- Jiang, Y. & Zhang, J., 2008. Benchmark experiments and characteristic cyclic plasticity deformation. *International Journal of Plasticity*, 24(9), pp.1481–1515. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0749641907001489>.
- Jiang, Y.Y. & Kurath, P., 1997. An investigation of cyclic transient behavior and implications on fatigue life estimates. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 119, pp.161–170.
- Jingjie, C. et al., 2014. A new method for cyclic crack-tip plastic zone size determination under cyclic tensile load. *Engineering Fracture Mechanics*, 126, pp.141–154.
- Johansingh, P. et al., 2007. Understanding fatigue crack propagation in AISI 316 (N) weld using Elber's crack closure concept: Experimental results from GCMOD and acoustic emission techniques. *International Journal of Fatigue*, 29(12), pp.2170–2179. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112307000138>.
- Karakaş, Ö. & Szusta, J., 2016. Monotonic and low cycle fatigue behaviour of 2024-T3 aluminium alloy between room temperature and 300 °C for designing VAWT components. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 39(1), pp.95–109. Available at: <http://doi.wiley.com/10.1111/ffe.12336>.
- Khelil, F. et al., 2013. Modeling of fatigue crack propagation in aluminum alloys using an energy based approach. *Engineering, Technology & Applied Science Research*, 3, pp.488–496.
- Kim, J.-K. & Shim, D.-S., 2000. The variation in fatigue crack growth due to the thickness effect. *International Journal of Fatigue*, 22, pp.611–618.
- Klingbeil, N.W., 2003. A total dissipated energy theory of fatigue crack growth in ductile solids. *International Journal of Fatigue*, 25, pp.117–128.
- Kpodekon, C., 2010. *Effet du pré-écrouissage sur la durée de vie d'aciers austénitiques de type 304L*. Thesis Doctor, Institut National of Sciences Applied of Rouen.
- Kpodekon, C., Taleb, L. & Taheri, S., 2009. Etude de l'effet d'un pré-écrouissage sur la durée de vie d'un acier inoxydable austénitique 304L. In *19 ème Congrès Français de Mécanique*. pp. 24–28.
- Krenn, C.R. & Morris Jr, J.W., 1999. The compatibility of crack closure and K max dependent models of fatigue

- crack growth. *International Journal of Fatigue*, 21, pp.147–155.
- Kumar, S.M. et al., 2014. Evaluation of fracture toughness and Mechanical Properties of Aluminum Alloy 7075, T6 with Nickel Coating. *Procedia Engineering*, 97, pp.178–185. Available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2014.12.240>.
- Lal, D.N. & Weiss, V., 1978. A notch analysis of fracture approach to fatigue crack propagation. *Metallurgical Transactions A*, 9A, pp.413–420.
- Lal, K.M. & Garg, S.B.L., 1977. A fatigue crack propagation model for strain hardening materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 9, pp.939–949.
- Lawson, L., Chen, E.Y. & Meshii, M., 1999. Near-threshold fatigue: a review. *International Journal of Fatigue*, 21, pp.15–34.
- Lesiuk, G. et al., 2017. Energy description of fatigue crack growth process - theoretical and experimental approach. *Procedia Structural Integrity*, 5, pp.904–911. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2452321617302408>.
- Li, H. et al., 2009. Fatigue life and strain hardening behavior of JLF-1 steel. *Journal of Nuclear Materials*, 386–388, pp.433–436.
- Ligaj, B., 2010. *Influence of Stress and Strain Control on Cyclic Properties of Aw-2017a Aluminium Alloy*, Gdansk University of technology.
- Lin, X.Z. & Chen, D.L., 2008. Strain controlled cyclic deformation behavior of an extruded magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 496(1–2), pp.106–113. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509308005431>.
- Liu, H.W. & Iino, N., 1969. A mechanical model for fatigue crack propagation. *Fracture (ICF 2)*, Chapman and Hall, pp.812–823.
- Ljustell, P., 2013. *Fatigue crack growth experiments and analyses-from small scale to large scale yielding at constant and variable amplitude loading*. Thesis Doctor, Royal Institute of Technology SE-100 44 Stockholm Sweden.
- Lloyd, J.R., 1999. *The effect of residual stress and crack closure on fatigue crack growth*. University of Wollongong Thesis Collection.
- Maachou, S. et al., 2014. Fatigue crack propagation under variable amplitude loading analyses based on plastic energy approach. *Materials Engineering - Materiálové inžinierstvo*, 21, pp.68–79.
- Majumdar, S. & Morrow, J., 1974. Correlation between fatigue crack propagation and low cycle fatigue. *Fracture Toughness and Slow-Stable Cracking, ASTM STP 559, American Society for Testing and Materials*, pp.159–182.
- Mann, T., 2006. *Fatigue assessment methods for welded structures and their application to an aluminium T-joint*. PhD Doctor, University of science and technology, Norwegian.
- Mann, T., 2007. The influence of mean stress on fatigue crack propagation in aluminium alloys. *International Journal of Fatigue*, 29(8), pp.1393–1401.
- Manson-Coffin-Basquin, 1954. In article: Monotonic and low cycle fatigue behaviour of 2024-T3 aluminium alloy between room temperature and 300 °C for designing VAWT components. *2016, Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*.
- Manson, S.S., 1966. Interfaces between fatigue, creep, and fracture. *International Journal of Fracture Mechanics*, 2, pp.327–363.
- Maurel, V. et al., 2009. An engineering model for low cycle fatigue life based on a partition of energy and micro-crack growth. *International Journal of Fatigue*, 31(5), pp.952–961. Available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.09.004>.
- Mc Clintock, F.A., 1963. On the plasticity of the growth of fatigue cracks. *Fracture of Solids*, 20, pp.65–102.
- Mc Clintock, F.A., 1971. Plasticity aspects of fracture. *Fracture: an Advanced Treatise*, 3, pp.47–225.
- McEvily, A.J., 1998. The growth of short fatigue cracks: A review. *Material Science Research International*, 4, pp.3–11.
- Melson, J.H., 2014. *Fatigue crack growth analysis with finite element methods and a monte carlo simulation*. Thesis Master, Faculty of the Virginia Polytechnic Institute.
- Mikheevskiy, S., 2009. *Elastic-plastic fatigue crack growth analysis under variable amplitude loading spectra*. Thesis Doctor, University of Waterloo of Canada.
- Mikheevskiy, S. & Glinka, G., 2009. Elastic-plastic fatigue crack growth analysis under variable amplitude loading spectra. *International Journal of Fatigue*, 31, pp.1828–1836.

- Modified Forman, 1996. In Article : Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475–T7351 aluminum alloy. *International Journal of Fatigue*.
- Mohanty, J.R., Verma, B.B. & Ray, P.K., 2009. Prediction of fatigue crack growth and residual life using an exponential model: Part I (constant amplitude loading). *International Journal of Fatigue*, 31, pp.418–424.
- Mrowka, N.G., Sieniawski, J. & Nowotnik, A., 2009. Effect of heat treatment on tensile and fracture toughness properties of 6082 alloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 32(2), pp.162–170.
- Mroziński, S. & Golański, G., 2013. Elevated Temperature Low Cycle Fatigue Properties of Martensitic Cast Steel. *International Journal of Engineering & Technology*, 13, pp.86–91.
- Mroziński, S. & Szala, J., 2010. Problem of cyclic hardening or softening in metals under programmed loading. *Scientific problems of machines operation and maintenance*, 4, pp.785–796.
- Musuva, J.K. & Radon, J.C., 2013. An elastic-plastic crack growth analysis using the J-integral concept. *International Journal of Fatigue*, pp.129–141.
- Nasgro, 1992. In Article : Modified NASGRO equation for physically short cracks. *International Journal of Fatigue*.
- Ndiaye, M. et al., 2006. Propagation de fissures en fatigue par chocs. *Journal des sciences*, 6(1), pp.22–29.
- Noroozi, A., Glinka, G. & Lambert, S., 2007. A study of the stress ratio effects on fatigue crack growth using the unified two-parameter fatigue crack growth driving force. *International Journal of Fatigue*, 29(9–11), pp.1616–1633.
- Noroozi, A., Glinka, G. & Lambert, S., 2005. A two parameter driving force for fatigue crack growth analysis. *International Journal of Fatigue*, 27(10–12), pp.1277–1296. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112305001672>.
- Noroozi, A.H., Glinka, G. & Lambert, S., 2008. Prediction of fatigue crack growth under constant amplitude loading and a single overload based on elasto-plastic crack tip stresses and strains. *Engineering Fracture Mechanics*, 75(2), pp.188–206.
- Oudin, H., 2010. Introduction à la plasticité. *Engineering school. Ecole Centrale de Nantes, France*, pp.1–49.
- Ould Chikh, B., Imad, A. & Benguediab, M., 2008. Influence of the cyclic plastic zone size on the propagation of the fatigue crack in case of 12NC6 steel. *Computational Materials Science*, 43, pp.1010–1017.
- Ould Chikh, B., Imad, J.M.N.A. & Benguediab, M., 2007. Influence de la variabilité des paramètres de la relation de Paris sur la prédiction de la durée de vie en fatigue. , 4, pp.27–31.
- Pandey, K. & Chand, S., 2003. An energy based fatigue crack growth model. *International Journal of Fatigue*, 25(8), pp.771–778. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112303000495>.
- Pao, P. et al., 2005. Fatigue crack propagation in ultrafine grained Al–Mg alloy. *International Journal of Fatigue*, 27(10–12), pp.1164–1169. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112305001453>.
- Paris-Erdogan, 1963. A critical analysis of crack propagation laws. *J. Basic Eng. Trans. ASME*, pp.528–534.
- Patibandla, R. & Bhat, S., 2011. Metal Fatigue and Basic Theoretical Models: A Review. *Alloy Steel - Properties and Use*, pp.203–236. Available at: <https://www.intechopen.com/books/alloy-steel-properties-and-use>.
- Paul, S.K. & Tarafder, S., 2013. Cyclic plastic deformation response at fatigue crack tips. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 101, pp.81–90.
- Pavlou, D.G., 1998. The influence of the crack tip plastic zone strain hardening on the metal high cycle fatigue behavior. *Transactions on the Built Environment*, 32, pp.633–647.
- Peeker, E., 1997. *Extended numerical modeling of fatigue behavior*. Thesis Doctor, Tallinn University of Technology.
- Philip, M.I., 2008. *Développement d'une méthode de prédiction de la durée de vie en fatigue de structures tubulaires soudées en aluminium*. Thesis Doctor, University of Quebec a Chicoutimi.
- Pommier, S., 2001. Plane strain crack closure cyclic hardening. *Engineering Fracture Mechanics*, 69(1), pp.25–44.
- Pook, L.P. & Frost, N.E., 1973. A fatigue crack growth theory. *International Journal of Fracture*, 9, pp.53–61.
- Prasad, K. et al., 2016. Effects of crack closure and cyclic deformation on thermomechanical fatigue crack growth of a Near α Titanium Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 47A(7), pp.3713–3730. Available at: <http://link.springer.com/10.1007/s11661-016-3482-y>.
- Priddle, E.K., 1978. The influence of grain size on threshold stress intensity for fatigue crack growth in AISI 316

- stainless steel. *Scripta METALLURGICA*, 12(1), pp.49–56.
- Pugno, N. et al., 2006. A generalized Paris' law for fatigue crack growth. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 54(7), pp.1333–1349. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0022509606000196>.
- Purushothamant, S.. & Tien, J.K., 1975. A fatigue crack growth mechanism for ductile materials. *Scripta Metallurgica*, 9, pp.923–926.
- Radhakrishnan, V.M., 1980. An analysis of low cycle fatigue based on hysteresis energy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 3(1), pp.75–84. Available at: <http://doi.wiley.com/10.1111/j.1460-2695.1980.tb01105.x>.
- Radon, J.C., 1982. A model for fatigue crack growth in a threshold region. *International Journal of Fatigue*, 4(3), pp.161–166.
- Ramberg-Osgood, 1943. Description of stress-strain curves by three parameters. *National advisory committee for aeronautics*, Technical.
- Ribeiro, A.S. et al., 2009. Comparison of the low-cycle fatigue properties between the 6082-T6 and 6061-T651 Aluminium Alloys. In *20th International Congress of Mechanical Engineering. November 15-20, Gramado, RS, Brazil*.
- Rodrigues, D.M. & Antunes, F. V., 2009. Finite element simulation of plasticity induced crack closure with different material constitutive models. *Engineering Fracture Mechanics*, 76, pp.1215–1230.
- Saoudi, A., 2008. *Prédiction de la rupture par fatigue dans les pièces automobiles en alliages aluminium*. Thesis Doctor, University of Quebec of Chicoutimi.
- Schreurs, P.J.G., 2012. Fracture Mechanics Background. In *The Fracture of Brittle Materials*. Hoboken, NJ, USA: John Wiley & Sons, Inc., pp. 62–63. Available at: <http://doi.wiley.com/10.1002/9781118147757.ch2>.
- Seyed-Ebrahim, M.T., 1997. *Ecrouissage cyclique d'aciers inoxydables austénitique, ferritique et austeno - ferritique : Influence de l'histoire du chargement*. Thèse doctorat, Université de Lille.
- Shi, K., Cai, L. & Bao, C., 2014. Crack growth rate model under constant cyclic loading and effect of different singularity fields. *Procedia Materials Science*, 3, pp.1566–1572. Available at: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2211812814002545>.
- Shi, K.K. et al., 2013. Prediction of fatigue crack growth based on low cycle fatigue properties. *Engineering Fracture Mechanics*, pp.1–18.
- Simandjuntak, S. et al., 2005. Fatigue crack closure of a corner crack: A comparison of experimental results with finite element predictions. *International Journal of Fatigue*, 27(8), pp.914–919. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112305000654>.
- Singh, P.J. et al., 2002. Fatigue life prediction of gas tungsten arc welded AISI 304L cruciform joints with different LOP sizes. *International Journal of Fatigue*, 25(1), pp.1–7.
- Siqueira, A.F. et al., 2010. Describing the total fatigue crack growth curves for aluminum alloys with an exponential equation. *Procedia Engineering*, 2(1), pp.1905–1914. Available at: <http://dx.doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.205>.
- Skallerud, B., 1992. On the relationship between low cycle fatigue and crack growth rate properties in welded steel components. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, 15(1), pp.43–56. Available at: <http://doi.wiley.com/10.1111/j.1460-2695.1992.tb00015.x>.
- Stašević, M. & Maksimović, S., 2011. Fatigue crack growth prediction from low cycle fatigue properties. *Strojarstvo: časopis za ...*, 53(3), pp.171–178. Available at: http://hrcak.srce.hr/index.php?show=clanak&id_clanak_jezik=116601.
- Taheri, S. et al., 2011. Micro-macro investigations about the fatigue behavior of pre-hardened 304L steel. *International Journal of Plasticity*, 27, pp.1981–2004.
- Tien-Dung, D., 2013. *Étude de la zone plastique en pointe de fissure pour l'alliage d'Aluminium 2024-T351*. Doctoral thesis, University of François – Rabelais of Tours.
- Tomkins, B., 1968. Fatigue crack propagation – an analysis. *Phil Mag*, 18(155), pp.1041–1066.
- Toribio, J. & Kharin, V., 2013. Role of plasticity-induced crack closure in fatigue crack growth. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 25, pp.130–137.
- Tschegg, S.E.S. & Mayer, H., 2001. Fatigue and fatigue crack growth of aluminium alloys at very high numbers of cycles. *International Journal of Fatigue*, 23, pp.231–237.
- Tzamtzis, A. & Kermanidis, A.T., 2016. Fatigue crack growth prediction in 2xxx AA with friction stir weld

- HAZ properties. *Frattura ed Integrità Strutturale*, 35, pp.396–404.
- Tzamtzis, A. & Kermanidis, A.T., 2014. Improvement of fatigue crack growth resistance by controlled overaging in 2024-T3 aluminium alloy. *Fatigue Fracture Engineering Materials & Structures*, 0, pp.1–13.
- Upadhyaya, Y.S. & Sridhara, B.K., 2012. Fatigue Crack Initiation and Propagation Life of Welded Joints. In *International Conference on Mechanical, Electronics and Mechatronics Engineering (ICMEME'2012) March 17-18, 2012 Bangkok*. pp. 13–18. Available at: <http://www.scientific.net/KEM.297-300.781>.
- Vikram, N. & Kumar, R., 2013. Review on fatigue-crack growth and finite element method. *International Journal of Scientific & Engineering Research*, 4(4), pp.833–843.
- Vormwald, M., 2015. Effect of cyclic plastic strain on fatigue crack growth. *International Journal of Fatigue*, pp.1–9.
- Vormwald, M., 2014. Fatigue crack propagation under large cyclic plastic strain conditions. *Procedia Materials Science*, 3, pp.301–306. Available at: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2211812814000534>.
- Walker, E.K., 1970. The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum. In: *Effect of environment and complex load history on fatigue life*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 462, pp.1–14.
- Walley, J.L., Lavernia, E.J. & Gibeling, J.C., 2009. Low-cycle fatigue of ultra-fine-grained cryomilled 5083 aluminum alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 40, pp.2622–2630.
- Wang, H., 1997. *Contribution à l'étude de l'influence des paramètres de chargement sur la modélisation de la propagation de fissure par fatigue sous amplitude de chargement constant*. Thèse Doctorat, Université des sciences et technologie de Lille, France.
- Wang, K. et al., 2014. Prediction of short fatigue crack growth of Ti-6Al-4V. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 37(10), pp.1075–1086. Available at: <http://doi.wiley.com/10.1111/ffe.12177>.
- Wang, W. & Thomas, H.C.-T., 1994. Fatigue crack growth rate of metal by plastic energy damage accumulation theory. *Journal of Engineering Mechanics*, 120(4), pp.776–795.
- Wang, Y. et al., 2008. The extended McEvily model for fatigue crack growth analysis of metal structures. *International Journal of Fatigue*, 30(10–11), pp.1851–1860.
- Wanhill, R.J.H., 2009. *Characteristic stress intensity factor correlations of fatigue crack growth in high strength alloys : reviews and completion of NLR investigations 1985-1990*, Available at: <http://papers.sae.org/2004-01-2227/>.
- Wasé, J. & Heier, E., 1998. Fatigue crack growth thresholds—the influence of Young's modulus and fracture surface roughness. *International Journal of Fatigue*, 20(10), pp.737–742.
- Weertman, J., 1966. Rate of growth of fatigue crack calculated from theory of infinitesimal dislocations distributed on a crack plane. *International Journal of Fracture*, 2, p.162.
- Wöhler, A., 1870. *In Thesis Doctor: Comportement dynamique des matériaux et structures après sollicitation en fatigue*. 2010, University of Science And Technology of Lille.
- Xiang, Y., Lu, Z. & Liu, Y., 2010. Crack growth-based fatigue life prediction using an equivalent initial flaw model. Part I: Uniaxial loading. *International Journal of Fatigue*, 32(2), pp.341–349.
- Xiao, Y. & Bompard, P., 1987. Low cycle fatigue and fatigue crack growth in Al-Li, Al-Li-Zr and 8090 alloys. *Le Journal de Physique Colloques*, 48(C3), pp.C3-737-C3-743. Available at: <http://www.edpsciences.org/10.1051/jphyscol:1987386>.
- Yahiaoui, B. & Petrequin, P., 1974. Etude de la propagation de fissures par fatigue dans des aciers inoxydables austénitiques à bas carbone du type 304L et 316L. *Revue de Physique Appliquée*, 9(4), pp.683–690.
- Yao, Y., Fine, M.E. & Keer, L.M., 2007. An energy approach to predict fatigue crack propagation in metals and alloys. *International Journal of Fracture*, 146(3), pp.149–158. Available at: <http://link.springer.com/10.1007/s10704-007-9156-4>.
- Yokobori, T., Yokobori, A.T. & Kamei, A., 1975. Dislocation dynamics theory for fatigue crack growth. *International Journal of Fracture*, 11(5), pp.781–788.
- Zehsaz, M., HassaniFard, S. & Esmaeili, F., 2010. Fatigue life estimation for different notched specimens based on the volumetric approach. In *EPJ Web of Conferences*. pp. 1–10. Available at: <http://www.epj-conferences.org/10.1051/epjconf/20100642001>.
- Zhang, R. & Yi, S., 2006. Cyclic Plasticity and Fatigue Crack Growth. *Key Engineering Materials*, 324–325, pp.603–606. Available at: <http://www.scientific.net/KEM.324-325.603>.
- Zhang, Z. et al., 2009. Two parameters describing cyclic hardening/softening behaviors of metallic materials.

Journal of Materials Engineering and Performance, 18, pp.237–244.